



Développement d'un modèle prédictif pour la résistance de soudures d'aluminium produites par soudage par friction malaxage à l'aide d'un outil à double-épaulement

**Par
Louis Lecointre**

Sous la direction de Lyne St-Georges (UQAC) et Kadiata Ba (UQAC)

Thèse présentée à l'Université du Québec à Chicoutimi en vue de l'obtention du grade de Philosophiæ Doctor (Ph.D.) en Ingénierie

Jury :

Dilip Sarkar, Ph.D., UQAC, Président du Jury

Ahmed Maslouhi, Ph.D, Université de Sherbrooke, Membre externe

Ahmed Rahem, Ph.D, UQAC, Membre interne

Lyne St-Georges, Ph. D., UQAC, Directrice de thèse

Kadiata Ba, Ph. D., UQAC, Co-directrice de thèse

Duygu Kocaefe, Ph. D., UQAC, Directrice de programme

**Québec, Canada
© Louis Lecointre, 2025**

RÉSUMÉ

Le soudage par friction malaxage avec outil à double-épaulement (BT-FSW) est une variante du procédé de soudage par friction malaxage conventionnel (FSW) avec une géométrie d'outil particulière comprenant un épaulement supplémentaire prenant appui sur la surface inférieure des pièces à assembler, permettant un apport de chaleur supplémentaire et une pénétration complète du pion. Cependant, le procédé implique de nombreux paramètres conduisant à des propriétés mécaniques et métallurgiques hétérogènes dans la zone de soudure, rendant l'optimisation de cette dernière difficile.

L'objectif est de développer un modèle numérique basé sur les phénomènes physiques et mécaniques pour optimiser les paramètres de soudage en fonction de la résistance souhaitée de la soudure et promouvoir le BT-FSW comme un procédé de soudage prometteur. Pour l'atteindre, des essais ont été réalisés sur des plaques d'aluminium 6061-T6 avec différents outils et paramètres de soudage notamment les vitesses de rotation et d'avance, et les échantillons de soudure ont été analysés pour étudier les phénomènes physiques et mécaniques se déroulant dans le matériau au cours du procédé et l'impact de ces paramètres. L'étude porte sur la microstructure hétérogène des échantillons de soudure, notamment la morphologie et la taille des grains, les dislocations et les précipitations dans les différentes zones de soudure, caractérisées par microscopie optique, microscopie électronique à transmission (MET), diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) ou encore par analyse enthalpique différentielle (DSC). Elle est également concentrée sur les propriétés mécaniques par mesures de microdureté et essais de traction avec corrélation d'image.

Les résultats montrent que les paramètres de soudage influencent la microstructure et les zones de soudure, et par conséquent les propriétés mécaniques. À partir des différentes caractérisations réalisées, la corrélation entre les paramètres de soudage, la microstructure et les propriétés mécaniques des soudures a été étudiée dans le but d'établir un modèle prédictif des propriétés et caractéristiques de ces dernières. Une modélisation par la méthode des éléments finis (MEF) du procédé par BT-FSW a été développée de manière à simuler les distributions de contraintes et de températures dans le matériau. Puis des simulations mathématiques du durcissement structural par les différents facteurs de durcissement compris dans la microstructure ont été réalisées et les résultats comparés avec les expériences pour les valider. Des essais de traction des soudures ont également été simulés numériquement. Cependant, toutes les simulations réalisées n'ont pas été mises en corrélation pour établir un modèle simulant l'entièreté du procédé et les propriétés des soudures en fonction des paramètres de soudage de manière à déterminer les paramètres adéquats pour optimiser la soudure.

ABSTRACT

Bobbin-tool friction stir welding (BT-FSW) is a variant process of conventional Friction Stir Welding (FSW) with a particular configuration composed of an additional lower shoulder taking support on lower surface of welded pieces, enabling additional heat input and complete penetration of pin. However, this process involves numerous parameters leading to heterogeneous mechanical and metallurgical properties of the welded zone, making the optimization difficult.

The objective is to develop a numerical model based on physical and mechanical phenomenon to optimize welding parameters as a function of desired resistance of welded area and to promote BT-FSW as a promising welding process. To achieve this goal, BT-FSW tests have been realized on aluminum 6061-T6 plates with different tools and welding parameters, especially rotation and advance speeds. Then welded samples have been analyzed to study physical and mechanical phenomenon occurring in material during process and impacts of parameters. The study has been concentrated on heterogeneous microstructure of welded samples, particularly on morphology and size of grains, on dislocations and on precipitation states in different zones of welded area, characterized by optical microscopy and macroscopy, transmission electron microscopy (TEM), electron backscattered diffraction (EBSD) and differential scanning calorimetry (DSC). It is also focused on mechanical properties by microhardness measurements and tensile tests with digital image correlation (DIC).

Results show that welding parameters influence microstructure and zones of welded area, and therefore mechanical properties. From different characterizations, correlation between parameters, the microstructure and mechanical properties has been studied to develop a predictive model of properties and characteristics of the welded zone. A modelling by finite elements method (FEM) of BT-FSW process has been developed to simulate strains and temperatures distributions in material. Then mathematical simulations of structural hardening by different strengthening factors of the microstructure have been realized and calculated values have been compared with experimental results to be validated. Tensile tests of welds have been simulated too. However, all numerical simulations have not been correlated to establish a model simulating the whole process and welds properties as function of welding parameters to determine appropriate parameters to optimize welded area.

TABLE DES MATIERES

Résumé.....	ii
Abstract.....	iii
Liste des tableaux.....	vii
Liste des figures	ix
Nomenclature.....	xvii
Dédicaces	xxi
Remerciements.....	xxii
Introduction.....	1
Chapitre 1 Revue de Littérature.....	5
1.1. Principe du soudage par friction malaxage.....	5
1.1.1. Description du procédé	5
1.1.2. Propriétés de la soudure	7
1.1.3. Avantages et limites du procédé	10
1.1.4. Paramètres du procédé	12
1.2. Cas du FSW avec outil à double-épaulement	14
1.2.1. Principe, avantages et inconvénients	14
1.2.2. Analyses et propriétés des soudures	15
1.3. Simulation du procédé par modélisation	24

1.4.	Conclusion	35
Chapitre 2	Méthodologie d'application	36
2.1.	Essais de soudage.....	36
2.2.	Analyses des soudures	49
2.2.1.	Microscopie et macroscopie optique	49
2.2.2.	Analyses EBSD.....	56
2.2.3.	Analyses par microscopie électronique à transmission	60
2.2.4.	Analyses DSC	66
2.2.5.	Mesures de microdureté.....	70
2.2.6.	Essais de traction avec analyses DIC.....	72
2.3.	Simulations mathématiques de durcissement	76
2.4.	Conclusion	79
Chapitre 3	Présentation des résultats expérimentaux	80
3.1.	Essais de soudage.....	80
3.2.	Analyses de microstructure.....	87
3.2.1.	Microscopie et macroscopie optique	87
3.2.2.	Analyses EBSD.....	95
3.2.3.	Analyses par microscopie électronique en transmission	99
3.2.4.	Analyses DSC	114
3.3.	Analyses mécaniques.....	123

3.3.1.	Mesures de microdureté.....	123
3.3.2.	Essais de traction avec analyses DIC.....	128
3.4.	Conclusion	139
Chapitre 4	Simulations du procédé et résultats	140
4.1.	Résultats des simulations mathématiques de durcissement.....	140
4.1.1.	Application à l'alliage de base.....	140
4.1.2.	Application aux zones de soudure par BT-FSW	143
4.2.	Modélisation du procédé.....	151
4.2.1.	Initialisation de modèle et lois de comportement	152
4.2.1.	Résultats des simulations numériques	160
4.3.	Conclusion	165
	Conclusion et Perspectives	166
	Annexes	172
	Liste des références.....	179

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 1.1 Principaux paramètres de FSW et effets lors du procédé [6]	13
Tableau 2.1 Éléments d'alliage de l'aluminium 6061-T6 [49].....	37
Tableau 2.2 Caractéristiques des outils de soudage <i>Bobbin-tools</i> utilisés pour les essais de BT-FSW	40
Tableau 2.3 Essais de BT-FSW d'aluminium 6061-T6 et paramètres retenus pour les analyses	46
Tableau 2.4 Caractéristiques de l'alliage 6061-T6 à considérer pour la simulation mathématique du durcissement structural [29, 42 - 44].....	79
Tableau 3.1 Températures maximales mesurées par les thermocouples lors des essais de BT-FSW	84
Tableau 3.2 Diamètre moyen des grains dans l'alliage de base et des ZAT des soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C déterminés par micro et macroscopie optique	94
Tableau 3.3 Diamètre moyen des grains dans les zones malaxées des échantillons de soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C déterminés par analyse EBSD	99
Tableau 3.4 Récapitulatif des données relatives aux précipitations et aux dislocations dans les zones de soudures par BT-FSW déterminées par MET	113
Tableau 3.5 Mesures d'aire des pics A des courbes d'analyse DSC des échantillons et calcul des densités volumiques des précipités β''	121
Tableau 3.6 Résultats moyens avec écarts-types des essais de traction des échantillons d'alliage de base et de soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C	131
Tableau 4.1 Variables des équations de durcissement structural déterminées par des analyses de l'alliage de base 6061-T6 intervenant dans la simulation mathématique	141
Tableau 4.2 Durcissement structural de l'alliage de base 6061-T6 calculé par simulation mathématique à partir des résultats expérimentaux comparé à la mesure expérimentale ..	143

Tableau 4.3 Variables des équations de durcissement structural déterminées par des analyses des zones de soudure par BT-FSW intervenant dans la simulation mathématique (soudures T7 à T9)	145
Tableau 4.4 Variables des équations de durcissement structural déterminées par des analyses des zones de soudure par BT-FSW intervenant dans la simulation mathématique (soudures T10 à T11)	146
Tableau 4.5 Durcissement structural des zones de soudure par BT-FSW réalisées avec l’outil C calculé par simulations mathématiques comparé aux données expérimentales (soudures T7 à T9).....	148
Tableau 4.6 Durcissement structural des zones de soudure par BT-FSW réalisées avec l’outil C calculé par simulations mathématiques comparé aux données expérimentales (soudures T10 et T11)	149
Tableau 4.7 Propriétés matérielles de l’alliage 6061-T6 dépendamment de la température effective reflétant l’évolution en condition thermique stimulée [38, 92]	154
Tableau 4.8 Propriétés mécaniques de l’acier H13 composant l’outil à double-épaulement [51].....	155
Tableau 4.9 Constantes du modèle de plasticité de Johnson-Cook pour l’alliage 6061-T6 [36]	155

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1 Système de support et de bridage des pièces à assembler par FSW [6] © CQRDA (reproduit avec autorisation).....	6
Figure 1.2 Équipement de FSW de type portique au CSFM de l'UQAC de marque Bond Technologies TM [7]	7
Figure 1.3 Observation macroscopique des zones de soudure de l'aluminium 7075-T651 soudé par FSW [2] © Elsevier (reproduit avec autorisation)	8
Figure 1.4 Profil de dureté le long de la soudure par FSW d'aluminium 6063-T5 [2] © Elsevier (reproduit avec autorisation).....	9
Figure 1.5 Distribution de déformation le long de la section de soudure par FSW d'aluminium 7075-T651 [2] © Elsevier (reproduit avec autorisation).....	10
Figure 1.6 Schéma du principe de soudage par friction malaxage avec outil à double-épaulement [11]	14
Figure 1.7 Soudure par BT-FSW d'un alliage 6061-T6 [14] © Elsevier (reproduit avec autorisation)	16
Figure 1.8 (a) Observation de la JLR par microscopie optique après attaque chimique dans la ZM de soudure par BT-FSW à différentes vitesses de rotation d'alliage Al-Li, (b) Observation par EBSD d'une JLR, (c) diagramme schématique de l'influence de la vitesse de rotation sur la position et la morphologie des JLR [12] © Springer Nature (reproduit avec autorisation)	17
Figure 1.9 Images EBSD des zones de soudures par BT-FSW d'alliage 2A70 : (a) métal de base, (b) ZAT, (c) ZATM et (d) ZM [18] © Elsevier (reproduit avec autorisation)	18
Figure 1.10 Analyse DSC des zones de soudure par BT-FSW d'un alliage 2A70 [18] © Elsevier (reproduit avec autorisation).....	19
Figure 1.11 Image par MET de la ZM d'une soudure par BT-FSW d'alliage 2A70 pour l'observation des précipitations [18] © Elsevier (reproduit avec autorisation).....	21
Figure 1.12 Image par MET des dislocations dans la microstructure d'un alliage 6201 [29] © Elsevier (reproduit avec autorisation).....	21

Figure 1.13 Profil de microdureté de sections de soudure par BT-FSW à différentes vitesses d'avance d'alliage 2A70 [18] © Elsevier (reproduit avec autorisation).....	23
Figure 1.14 Résistances ultimes à la traction de soudures par BT-FSW à différentes vitesses d'avance d'alliage 2A70 [18] © Elsevier (reproduit avec autorisation).....	24
Figure 1.15 Représentation et maillage du métal de base et de l'outil de FSW à l'aide d'un logiciel de modélisation par éléments finis avant simulation du procédé [39] © Elsevier (reproduit avec autorisation).....	25
Figure 1.16 (a) Maillage des plaques de métal de base, (b) position de l'outil dans la direction de soudage contre les plaques en début de procédé et (c) géométries de l'outil et sections de pions modélisées pour la simulation du procédé de BT-FSW de plaques de magnésium [37]	27
Figure 1.17 Distributions de température et de contraintes longitudinales dans l'alliage 2219-T87 au cours du BT-FSW à 350 tr/min et 210 mm/min simulées par modélisation : (a) et (b) sur la surface supérieure et (c) et (d) sur la surface inférieure [17] © Springer Nature (reproduit avec autorisation).....	28
Figure 1.18 Comparaison des simulations mathématiques de durcissement structural d'un alliage 6201 après différents traitements de vieillissement et tréfilage avec les résultats expérimentaux [29] © Elsevier (reproduit avec autorisation)	32
Figure 1.19 Comparaison des mesures et simulations de courbes de tractions et de déformations locales ε_{yy} au niveau du rétrécissement dans la direction de soudage en fonction de la position dans le plan y-z de deux soudures par FSW de 6005A-T6 à 100 tr/min, (a) 200 et (b) 1000 mm/min [45] © Elsevier (reproduit avec autorisation)	34
Figure 2.1 Longueurs d'alliage 6061-T6 à disposition au CSFM pour les essais de BT-FSW	37
Figure 2.2 Gabarit de maintien des plaques d'aluminium pour assemblage par BT-FSW..	38
Figure 2.3 Outil A (neuf)	39
Figure 2.4 Outil B (usagé)	39
Figure 2.5 Outil C (neuf)	39
Figure 2.6 Schéma de profil de l'outil au cours du BT-FSW à la position $Z = 0$	42

Figure 2.7 Soudure obtenue après un essai préliminaire de BT-FSW avec l'outil A avec variations des vitesses d'avance (20 à 100 mm/min) et de rotation (600 à 1200 tr/min)	43
Figure 2.8 Soudure obtenue après un essai préliminaire de BT-FSW avec l'outil A avec un écartement resserré à 5,5 mm	44
Figure 2.9 Plaques d'alliage 6061-T6 disposées sur le gabarit pour le BT-FSW, avec maintien des thermocouples.....	45
Figure 2.10 Module Omega TM X Series de mesure de températures et thermocouples [55]	47
Figure 2.11 Schéma de disposition des thermocouples lors du procédé de BT-FSW pour les mesures de température dans la matière	48
Figure 2.12 Pièce d'enrobage de sections de soudure par BT-FSW dans une en résine acrylique pour des observations par micro ou macroscopie optique	50
Figure 2.13 Polisseuse Struers [58]	51
Figure 2.14 Support de maintien avec application de force centrale répartie aux pièces d'échantillons enrobés pour le ponçage et le polissage	52
Figure 2.15 Surface de polissage des sections de soudure.....	53
Figure 2.16 Montage et circuit électrique pour l'électro-attaque chimique des sections de soudure.....	54
Figure 2.17 Microscope optique Leica équipé du matériel d'analyse Clemex [60, 61]	55
Figure 2.18 Machine d'enrobage de surfaces métalliques Struers LaboPress [63]	57
Figure 2.19 Pièce d'enrobage de surfaces de sections de soudure dans une résine de graphite pour des analyses EBSD	57
Figure 2.20 Support de maintien pour application d'une force individuelle à six pièces d'échantillons enrobés pour le ponçage et le polissage	58
Figure 2.21 Microscope électronique à balayage JEOL JSM-6480LV, équipé d'instruments d'analyse EBSD [64, 66]	60

Figure 2.22 Échantillons de soudure pour des analyses par microscopie électronique à transmission	61
Figure 2.23 Échantillons pour analyses par MET collés sur le support pour polissage	62
Figure 2.24 Gabarit de polissage des échantillons pour analyses par MET équipé d'un ajusteur d'épaisseur.....	62
Figure 2.25 Cuve de corrosion par électro-polissage Fischione Instruments [69]	63
Figure 2.26 Échantillon pour analyse par MET après corrosion par électro-polissage	64
Figure 2.27 Microscope électronique à transmission JEOL JEM-2100 [70].....	64
Figure 2.28 Échantillon de soudure pour analyse DSC	67
Figure 2.29 Machine d'analyse METTLER TOLEDO DSC3 StarSystem [72].....	69
Figure 2.30 Machine de mesure de microdureté Vickers NextGen [74]	71
Figure 2.31 Schéma de mesure de microdureté Vickers le long des sections de soudure ...	72
Figure 2.32 Éprouvette de soudure pour les essais de traction	74
Figure 2.33 Tranches peintes des éprouvettes de traction pour les essais avec analyse DIC	74
Figure 2.34 Presse de traction hydraulique Instron® 8801 [78].....	75
Figure 2.35 Caméra de prise d'images pour l'analyse par DIC posée sur son trépied	76
Figure 2.36 Objectif de la caméra de prise d'images pour l'analyse par DIC	76
Figure 2.37 Modélisation et topologie de maillage des plaques d'alliage 6061-T6 et de l'outil à double-épaulement en contact au début du procédé pour les simulations numériques du BT-FSW	79
Figure 2.38 Modélisation et topologie de maillage de l'outil à double-épaulement pour les simulations numérique du BT-FSW	79

Figure 3.1 Photographie de la surface supérieure de la soudure T3 (outil B, 800 tr/min, 600 mm/min).....	81
Figure 3.2 Photographie de la surface inférieure de la soudure T6 (outil B, 800 tr/min, 900 mm/min).....	81
Figure 3.3 Photographie de la surface supérieure de la soudure T1 (outil B, 800 tr/min, 400 mm/min).....	81
Figure 3.4 Photographie de la surface inférieure de la soudure T1 (outil B, 800 tr/min, 400 mm/min).....	81
Figure 3.5 Surface supérieure de la soudure obtenue après l'essai T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min).....	82
Figure 3.6 Surface inférieure de la soudure obtenue après l'essai T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min).....	82
Figure 3.7 Surface supérieure de la soudure obtenue après l'essai T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min).....	83
Figure 3.8 Surface inférieure de la soudure obtenue après l'essai T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min).....	83
Figure 3.9 Mesures de températures des thermocouples H1 à H3 dans le matériau lors de l'essai T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min).....	84
Figure 3.10 Images macroscopiques d'une section transversale à la direction d'extrusion de l'alliage 6061-T6 sous lumière polarisée dans deux zones a) et b) (grossissement 40X)	88
Figure 3.11 Images microscopiques d'une section a) longitudinale (grossissement 200X) et b) transversale (grossissement 100X) à la direction d'extrusion de l'alliage 6061-T6 sous lumière polarisée.....	90
Figure 3.12 Image macroscopique d'une section transversale de la soudure par BT-FSW T4 (outil B, 800 tr/min, 700 mm/min) sous lumière polarisée (grossissement 40X).....	92
Figure 3.13 Images macroscopiques d'une section transversale de la ZAT côté Recul de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) sous lumière polarisée dans deux zones a) et b) (grossissement 40X)	93

Figure 3.14 Image macroscopique d'une section transversale de la ZAT côté Avance de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) sous lumière polarisée (grossissement 40X)	93
Figure 3.15 Image EBSD de la ZM de la soudure obtenue après l'essai T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) colorée en fonction du degré de recristallisation des grains (bleu = entièrement recristallisé ; jaune = partiellement recristallisé ; rouge = déformé) (grossissement 1640X)	96
Figure 3.16 Image EBSD de la ZM de la soudure obtenue après l'essai T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) colorée en fonction du degré de recristallisation des grains (bleu = entièrement recristallisé ; jaune = partiellement recristallisé ; rouge = déformé) (grossissement 1640X)	97
Figure 3.17 Image EBSD de la ZM de la soudure obtenue après l'essai T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) colorée en fonction du degré de recristallisation des grains (bleu = entièrement recristallisé ; jaune = partiellement recristallisé ; rouge = déformé) (grossissement 1640X)	97
Figure 3.18 Images MET de deux échantillons a) et b) d'alliage de base 6061-T6 dans la direction cristallographique <001> (grossissement 25kX).....	100
Figure 3.19 Images MET de la zone malaxée de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) prises dans deux zones a) et b) dans la direction cristallographique <001> (grossissement 25kX)	102
Figure 3.20 Image MET de la zone malaxée de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) prise dans la direction cristallographique <001> (grossissement 25kX).....	104
Figure 3.21 Images MET de la zone malaxée de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) dans deux zones a) et b) prises dans la direction cristallographique <011> (grossissement 25kX)	105
Figure 3.22 Images MET de la zone malaxée de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) dans deux zones a) et b) prises dans la direction cristallographique <011> (grossissement 25kX)	107
Figure 3.23 Images MET de la zone malaxée de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) dans deux zones a) et b) prises dans la direction cristallographique <011> (grossissement 25kX)	108
Figure 3.24 Image MET de la zone affectée thermiquement côté Avance de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) prise dans la direction cristallographique <001> (grossissement 25kX)	109

Figure 3.25 Images MET de la zone affectée thermiquement côté Avance de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) dans deux zones a) et b) prises dans la direction cristallographique $\langle 001 \rangle$ (grossissement 25kX)	111
Figure 3.26 Courbes d'analyses DSC de l'alliage de base 6061-T6 et des ZM et ZAT côté Avance de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min)	115
Figure 3.27 Courbes d'analyse DSC des ZM des soudures T7, T9 et T11 (outil C, 800 tr/min, 400, 600 et 900 mm/min respectivement)	118
Figure 3.28 Courbes d'analyse DSC des ZAT côté Avance des soudures T7, T9 et T11 (outil C, 800 tr/min, 400, 600 et 900 mm/min respectivement)	119
Figure 3.29 Empreinte de mesure de microdureté HV appliquée dans l'alliage 6061-T6 (grossissement 40X)	123
Figure 3.30 Profil de microdureté HV de la section transversale à la direction d'extrusion d'un échantillon d'alliage de base 6061-T6 (indentations de 25g pendant 20sec espacées de 1mm).....	124
Figure 3.31 Profils de microdureté HV de sections transversales de soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil B (indentations de 25g pendant 20sec espacées de 1mm)	126
Figure 3.32 Profils de microdureté HV de sections transversales de soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C (indentations de 25g pendant 20sec espacées de 1mm)	128
Figure 3.33 Courbes de traction individuelles obtenues après des essais sur l'alliage de base 6061-T6 et des soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C	129
Figure 3.34 Rupture dans la ZAT côté Recul d'une éprouvette de soudure par BT-FSW	132
Figure 3.35 Rupture à faible déformation à l'interface de la ZM côté Recul d'une éprouvette de soudure T7.....	132
Figure 3.36 Analyse par DIC des déformations locales sur la tranche d'une éprouvette de soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) juste avant la rupture lors de l'essai de traction	133
Figure 3.37 Déformations déterminées par DIC de points situés dans les ZAT et la ZM d'un échantillon de soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) au cours de l'essai de traction	135

Figure 3.38 Déformations déterminées par DIC de points situés dans les ZAT et la ZM d'un échantillon de soudure T8 (outil C, 800 tr/min, 500 mm/min) au cours de l'essai de traction	136
Figure 3.39 Analyse par DIC des déformations locales sur la tranche d'une éprouvette de soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) juste avant la rupture lors de l'essai de traction	137
Figure 4.1 Modélisation et topologie de maillage des plaques d'alliage 6061-T6 et de l'outil à double-épaulement en contact au début du procédé pour les simulations numériques du BT-FSW	153
Figure 4.2 Topographie de maillage et simulation de traction d'une éprouvette modélisée d'alliage 6061-T6.....	159
Figure 4.3 Distribution des températures nodales dans les plaques soudées en milieu de simulation de l'essai de soudage par BT-FSW T10 (outil C, 800 tr/min, 700 tr/min)	161
Figure 4.4 Comparaison de la courbe obtenue par la simulation numérique avec la courbe moyenne expérimentale de l'essai de traction de l'alliage de base 6061-T6.....	163
Figure 4.5 Comparaison de la courbe obtenue par la simulation numérique avec la courbe moyenne expérimentale de l'essai de traction de la soudure T8 (outil C, 800 tr/min, 500 mm/min).....	164
Figure A.1 Courbes de déformations obtenues après essais de traction des échantillons de soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min)	173
Figure A.2 Courbes de déformations obtenues après essais de traction des échantillons de soudure T8 (outil C, 800 tr/min, 500 mm/min)	174
Figure A.3 Courbes de déformations obtenues après essais de traction des échantillons de soudure T10 (outil C, 800 tr/min, 700 mm/min)	175
Figure A.4 Courbes de déformations obtenues après essais de traction des échantillons de soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min)	176
Figure A.5 Comparaison des courbes de traction de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) obtenues expérimentalement et par simulation numérique.....	177
Figure A.6 Comparaison des courbes de traction de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) obtenues expérimentalement et par simulation numérique.....	178

NOMENCLATURE

Symbole ou acronyme	Définition	Unité si applicable
μ	Coefficient de frottement	
A	Aire	m ²
b	Vecteur unitaire de Burgers	nm
BT-FSW	Soudage par friction malaxage avec outil à double- épaulement	
CEL	Couplage Euler-Lagrange	
C_i	Concentration de solutés de type i	%wt
c_p	Capacité calorifique	J/kg.°C
CSFM	Centre de soudage par friction-malaxage	
CURAL	Centre universitaire de recherche sur l'aluminium	
d	Densité surfacique	m ⁻²
D	Diamètre moyen de grains	μm
DIC	Corrélation d'images digitales	
DSC	Analyse enthalpique différentielle	

e	Épaisseur d'échantillon de MET	nm
EBSD	Diffraction d'électrons rétro-diffusés	
F	Force d'obstacle moyenne induite par les précipités	N
FSW	Soudage par friction malaxage	
G	Module de cisaillement	GPa
GPB	Guinier-Preston Bagaryatski	
HV	Dureté Vickers	
JLR	<i>Joint Line Remnant</i> ou ligne en S	
k	Conductivité thermique	W/m.°C
k_i	Facteur de mise à l'échelle du soluté i	MPa (%wt) ^{-2/3}
L	Espacement moyen entre les précipités	nm
m	Coefficient d'adoucissement thermique	
M	Facteur de Taylor	
MB	Métal ou alliage de base	
MEB	Microscope électronique à balayage	
MEF	Méthode des éléments finis	
MET	Microscopie électronique à transmission	

MIG	Soudage par arc sous gaz	
n	Coefficient d'écrouissage	
N	Densité de précipités	m^{-2}
Q	Flux de chaleur	W
r	Rayon moyen de précipités	nm
r_c	Rayon critique de précipités	nm
t	Temps	s
T	Température	°C
T_m	Température de fusion du matériau	°C
T_r	Température ambiante ou de référence	°C
TWI	<i>The Welding Institute</i>	
UQAC	Université du Québec à Chicoutimi	
Z	Hauteur de l'épaulement supérieur de l'outil par rapport à la surface supérieure des plaques à souder	mm
ZAT	Zone affectée thermiquement	
ZATM	Zone affectée thermo-mécaniquement	
ZM	Zone malaxée	

α	Constante géométrique de durcissement structural par des dislocations	
β	Constante de durcissement structural par des précipitations	
$\bar{\varepsilon}$	Déformation plastique équivalente	
$\dot{\bar{\varepsilon}}$	Vitesse de déformation plastique équivalente	s ⁻¹
λ	Longueur moyenne de précipités	nm
ρ	Densité volumique	m ⁻³
σ_y	Limite d'élasticité	MPa
$\bar{\sigma}$	Contrainte d'écoulement équivalente	MPa
ω	Vitesse de rotation d'outil	tr/min

DÉDICACES

*Je dédie cette thèse à toute ma famille, en particulier à ma grand-mère disparue au début
de mon parcours de Doctorat...*

*À toutes les personnes en recherche d'opportunités professionnelles pour qu'elles puissent
trouver des occasions d'exprimer tout leur potentiel...*

À ma conjointe, également diplômée d'un Doctorat à l'UQAC...

REMERCIEMENTS

La réussite de mon parcours est le résultat de l'implication et du dévouement de nombreuses personnes, quel que soit leur position. Je tiens en premier lieu à remercier Mesdames Lyne St-Georges et Kadiata Ba, professeurs en Génie Mécanique à l'UQAC, pour m'avoir contacté et proposé d'étudier le soudage par friction malaxage à l'UQAC, de m'avoir admis, accompagné et conseillé depuis le début de mon Doctorat à l'Automne 2021. Je remercie l'administration de l'UQAC et le Département des Sciences Appliquées de m'avoir admis à l'Université pour réaliser ce projet de recherche.

Je remercie également tous les contributeurs aux essais expérimentaux sans qui le projet et les recherches n'auraient jamais pu avancer : Monsieur Alexandre Maltais, technicien du CSFM, pour son implication indispensable dans le projet par la réalisation de l'ensemble des essais de soudage, pour ses explications techniques sur l'aspect de la soudure, l'ajustement des paramètres de soudage et sur le matériel ; tous les étudiants en recherche du laboratoire CURAL pour l'aide et l'initiation qu'ils m'ont apportées sur les équipements et les démarches de préparation des échantillons pour les différentes analyses de caractérisation ; Messieurs Samuel Dessureault et Jean Fortin, techniciens de laboratoire, pour l'initiation aux attaques chimiques et la préparation des réactifs prévus à cet effet ainsi que la fourniture de matériel de préparation ; Messieurs Zhan Zhang, professeur chercheur, et Zhixing Chen, professionnel de recherche, pour l'initiation à l'utilisation des microscopes électroniques à balayage et à transmission et pour les manipulations et la mise à disposition de ces mêmes instruments, très régulés sur l'utilisation ; Monsieur Emad Elgallad, professeur chercheur sous octroi et responsable des instruments d'analyse électroniques, pour la réalisation des analyses DSC et la mise à disposition des équipements ; Monsieur Patrice Paquette, technicien machiniste, pour l'usinage des éprouvettes de traction ; Messieurs Martin Truchon, technicien de travaux pratiques, et Guillaume Bonneau, professionnel de recherche, pour la réalisation des essais de traction avec analyses DIC ; Monsieur Pape Doudou Tague, responsable de laboratoire, pour les images de macroscopie optique sous lumière polarisée ; Monsieur Dany Racine, responsable de laboratoires, Madame Nathalie Gagné, technicienne de recherche, et tous les membres des groupes de recherche de l'UQAC pour leur aide sur des équipements de préparation et d'analyse ainsi que la fourniture de matériel et consommables.

Je remercie toutes les personnes ayant directement contribué à mon sujet de recherche et ayant participé à ma progression par l'évaluation de mes différentes étapes : Monsieur Mousa Javidani, professeur chercheur ; Monsieur Max Hossfeld, professeur chercheur à l'université de Stuttgart (Allemagne) ; Monsieur Éric Villeneuve, professeur substitut en génie mécanique ; Madame Duygu Kocaefe, directrice de programme ; en remerciant également d'avance les membres du jury de ma soutenance de thèse pour l'acceptation de cette tâche : Monsieur Ahmed Rahem, professeur chercheur en Génie Mécanique ; Monsieur Ahmed Maslouhi, professeur chercheur en Génie mécanique à l'Université de Sherbrooke. Un grand merci particulier à Oumaima Trad, étudiante en Maîtrise de recherche en Ingénierie, pour ses travaux sur les modélisations numériques du BT-FSW à partir de mes résultats

expérimentaux. Je remercie également le groupe de recherche du REGAL de m'avoir intégré dans leur organisme, ainsi que l'organisme international The Welding Institute qui m'a donné l'opportunité de présenter mon sujet de recherche à l'occasion d'une conférence internationale sur le FSW à Kyoto en mai 2024.

Je remercie tous les membres du Département des Sciences Appliquées, administrateurs et enseignants, pour les opportunités d'exercer en tant qu'assistant d'enseignement à l'UQAC qu'ils m'ont donnés tout au long de mon parcours : Monsieur Daniel Marceau, Directeur du CURAL et enseignant en Génie Civil et Mécanique ; Monsieur Mohammed Bournane, enseignant en Génie Mécanique ; Madame Fatma Rebaine, auxiliaire d'enseignement en Génie Mécanique ; Monsieur Éric Rénald et Madame Carolyne Harvey, attachés d'administration du Département ; Messieurs Yannick Gagnon et Steve Furlotte, techniciens de laboratoire.

Je remercie enfin toutes les personnes qui m'ont apporté un soutien sans faille et m'ont permis de passer de bons moments pendant toutes ces années d'études et de vivre de très belles expériences au sein et en dehors de l'Université, et principalement tous mes proches, où qu'ils se trouvaient, de près ou de loin et d'un continent à l'autre. Un grand merci particulier aux membres de ma famille résidents au Québec pour l'accueil qu'ils m'ont réservé et la chance qu'ils m'ont donnée de me sentir proche de ma famille aussi loin de mon pays d'origine.

INTRODUCTION

Le sujet de recherche porte sur l'étude du soudage par friction malaxage avec outil à double-épaulement (Bobbin-tool Friction Stir Welding (BT-FSW)) de l'aluminium, .

Il existe plusieurs catégories de procédés de soudage, les plus communs étant les soudages par fusion tels que le soudage par point ou celui à l'arc électrique. Le soudage par friction malaxage, Friction Stir Welding (FSW) en anglais, est classifié parmi les procédés de soudage à l'état solide. Son principe de base est de presser un outil doté d'un pion et d'un épaulement mis en rotation contre les pièces à souder jusqu'à ce que son épaulement prenne appui à la surface de la matière, le pion pénétrant dans cette dernière. Le frottement ainsi produit génère un échauffement de la matière et la rend facilement déformable et le mouvement de l'outil peut déformer plastiquement la matière. Ce procédé présente beaucoup d'avantages par rapport à d'autres procédés de soudage, notamment sur la consommation d'énergie comme le matériau est chauffé en dessous de son point de fusion. Il peut aussi être appliqué sur de très grandes longueurs et de grandes structures. Cependant il existe un grand nombre de paramètres de soudage à prendre en compte pour optimiser les propriétés de la soudure, et ce en fonction des matériaux de base et de la géométrie d'assemblage. Ces paramètres induisent des flux thermiques et des déformations dans la matière et peuvent entraîner des défauts s'ils ne sont pas adéquats, ce qui influence grandement la qualité et la résistance de la soudure. Ils comprennent principalement la géométrie de l'outil et les vitesses de rotation et d'avance de ce dernier. Son usure doit également être prise en compte pour être la plus limitée possible. Le FSW s'est révélé comme un potentiel procédé de soudage

qualitatif sous de nombreux aspects pour améliorer les performances des métaux assemblés. Sa découverte est toutefois relativement récente, les expérimentations réalisées sont encore relativement insuffisantes et son développement doit se poursuivre.

Il existe une géométrie particulière d'outil de FSW, dont l'emploi est encore limité et pour laquelle les recherches doivent être davantage creusées. Il s'agit de l'outil à double-épaulement (*Bobbin-tool*). Cet outil comprend un épaulement inférieur supplémentaire à l'épaulement supérieur propre à tous les outils de FSW conventionnels. Le principe est d'avoir deux épaulements en appui sur les surfaces supérieure et inférieure des pièces à souder, reliés par un pion qui pénètre entièrement dans la matière. La géométrie de soudure est également différente de celle obtenue avec un outil conventionnel.

Le FSW avec outil à double-épaulement (BT-FSW) présente des avantages, notamment un meilleur maintien des pièces lors du procédé. Il apporte également un apport de chaleur supplémentaire qui, couplé à la pénétration complète du pion, permet un flux de chaleur plus homogène dans l'épaisseur des pièces soudées. Il présente un intérêt pour des assemblages de composantes de structure de géométrie particulière, comme les poutrelles extrudées des ponts. Les études menées sur le BT-FSW ont été relativement peu fréquentes, et ce procédé doit être développé pour le promouvoir comme une variante du FSW potentiellement prometteuse pour l'avenir de l'industrie des métaux.

Pour développer et promouvoir l'usage du BT-FSW dans l'industrie, la problématique suivante se pose :

Quels sont les phénomènes physiques et mécaniques se déroulant dans le matériau lors du procédé de BT-FSW et quels sont leurs impacts sur les propriétés de la soudure ?

L'objectif principal est donc de développer un modèle prédictif des propriétés physiques et mécaniques de soudures d'aluminium par BT-FSW basé sur les phénomènes en fonction des paramètres de soudage pour optimiser au mieux le résultat. Pour cela, une méthodologie a été mise en place à partir d'une revue de littérature portant sur le procédé et la caractérisation des soudures d'aluminium par FSW et BT-FSW. Le but est de réaliser des essais sur des pièces d'aluminium 6061-T6 avec variations des paramètres pour étudier l'impact de ces derniers sur les propriétés de la soudure par diverses techniques de caractérisation de la microstructure et de la résistance mécanique. Puis à partir des résultats des analyses, une corrélation doit être établie entre les paramètres de soudage, la microstructure et les propriétés mécaniques de la soudure pour développer une modélisation complète du procédé de BT-FSW. Des simulations doivent être élaborées et comparées avec les résultats expérimentaux pour calibrer et valider le modèle prédictif développé. Ce dernier permettra de prédire la microstructure et la résistance de la soudure d'aluminium par BT-FSW en fonction des paramètres appliqués et à l'inverse de réguler ces derniers pour optimiser la soudure en fonction des propriétés souhaitées.

Le soudage par friction malaxage est un procédé d'assemblage qui est encore en cours de développement, bien qu'il ait été inventé il y a une trentaine d'années. Son originalité provient du fait qu'il s'agisse d'une technique de soudage de métal bien différente des autres, par le fait qu'il agisse sur des matériaux à l'état solide, qu'il puisse s'appliquer plus facilement sur des grandes structures et sur de très grandes longueurs avec obtention de

soudures plus homogènes, et qu'il représente une rentabilité énergétique et un niveau de sécurité élevés. Le soudage par friction malaxage avec outil à double-épaulement en est une variante qui présente des atouts par rapport au procédé conventionnel, notamment pour l'absence de support des pièces et la pénétration complète. Si les applications du FSW conventionnel sont peu nombreuses, elles le sont encore moins pour le BT-FSW et la compréhension des phénomènes physiques impliqués par ce dernier et ses paramètres d'application n'est pas encore suffisamment développée pour assurer des propriétés de soudures les plus quantitatives et performantes possibles. Il existe des essais expérimentaux sur le BT-FSW et des analyses de caractérisation des soudures dans la littérature, appliqués sur des alliages avec différents paramètres. En revanche, aucune expérience reprenant toutes les techniques de caractérisation sur un même alliage et les mêmes échantillons soudés de ce dernier n'a été trouvée dans la littérature, et les expériences de modélisation et simulations numériques sont peu nombreuses et ne portent que sur le soudage conventionnel. Ainsi, les études menées dans le cadre de ce doctorat consistent à appliquer toutes les techniques de caractérisation aux échantillons soudés d'un alliage en jouant sur les paramètres de soudage, pour caractériser le plus précisément possible l'évolution de la microstructure et des propriétés mécaniques se déroulant lors du BT-FSW, d'où leur originalité. Elles permettent également de définir plus largement l'impact des paramètres et qualifier au mieux les soudures pour différents alliages, et permettront d'établir un modèle prédictif de ce procédé qui permettra d'optimiser les paramètres en fonction de l'utilisation pour des alliages particuliers, développer son usage industriel et en faire une éventuelle alternative au FSW conventionnel comme solution pouvant se substituer à d'autres procédés de soudage non considérés comme des « technologies vertes » et conférant une soudure de moindre qualité et résistance.

CHAPITRE 1

REVUE DE LITTÉRATURE

1.1. Principe du soudage par friction malaxage

Le soudage par friction malaxage, couramment appelé FSW (*Friction Stir Welding*), est un procédé de soudage à l'état solide. Le procédé a été inventé au Royaume-Uni en 1991 par le TWI (*The Welding Institute*) et a été initialement appliqué aux alliages d'aluminium, mais peut s'appliquer à d'autres métaux. Il se caractérise par l'utilisation d'un outil non consommable qui confère une excellente flexibilité [1 - 5].

1.1.1. Description du procédé

Le FSW s'applique sur des pièces métalliques à assembler, sous forme de tôles. Dans la configuration la plus classique, les deux pièces sont assemblées bout-à-bout, mais il existe d'autres géométries d'assemblage possibles. Une surface de support et un système de bridage et de fixation des pièces sont nécessaires pour maintenir les pièces en place lors du procédé et limiter les distorsions. Ces éléments sont illustrés sur la **Figure 1.1** [6].

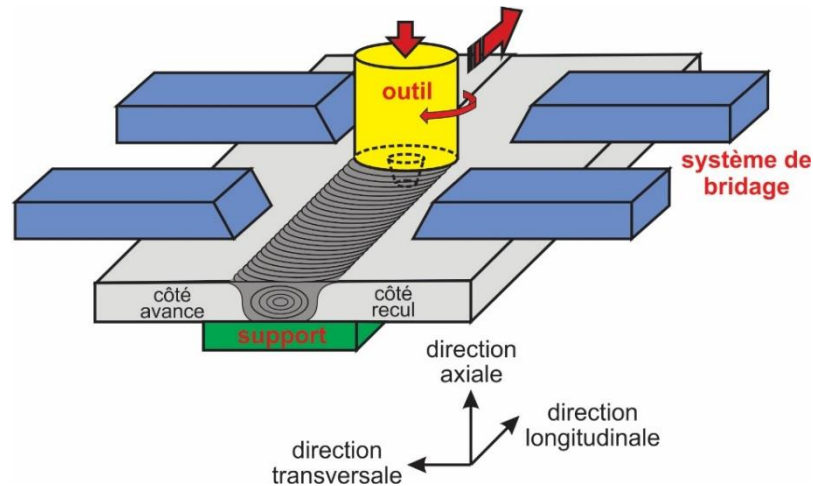


Figure 1.1 Système de support et de bridage des pièces à assembler par FSW [6]
© CQRDA (reproduit avec autorisation)

Pour le soudage des pièces bridées, un outil doté d'un épaulement et d'un pion est utilisé. L'outil est mis en rotation, puis le pion pénètre dans la matière au niveau de l'interface des pièces pour la malaxer tandis que l'épaulement prend appui sur la surface des pièces au niveau de la jointure pour la frotter. Ces mécanismes permettent l'échauffement et la déformation plastique de l'interface pour souder les deux pièces ensemble par des flux de chaleur et de matière [2, 6]. Les pièces à assembler, l'outil et le système de support, bridage et fixation constituent donc les principaux équipements du FSW. Ils sont souvent rassemblés dans une architecture globale comprenant une base rigide, une table ou un châssis avec un système de bridage servant de support des pièces à assembler, et une tête de soudage accompagnée d'un mandrin tenant l'outil et permettant de le mettre en rotation et d'appliquer la force axiale. La table et la tête de soudage sont mobiles pour permettre les translations nécessaires pour appliquer le procédé. Celui-ci est programmable en disposant les pièces et en paramétrant numériquement le procédé [6]. Une telle architecture est à notre disposition au Centre de Soudage par Friction Malaxage (CSFM) de l'UQAC, avec un portique pouvant

souder par FSW sur une longueur de plus de quinze mètres de la marque Bond TechnologiesTM visible sur la **Figure 1.2** [7].



Figure 1.2 Équipement de FSW de type portique au CSFM de l'UQAC de marque Bond TechnologiesTM [7]

1.1.2. Propriétés de la soudure

Le soudage par friction malaxage confère aux matériaux soudés et à la soudure des propriétés caractéristiques, par lesquelles elle se distingue de soudures obtenues par d'autres procédés de soudage. Cela concerne principalement la microstructure et les propriétés mécaniques. Quel que soit le matériau soudé, il existe une forme de microstructure caractéristique du soudage par friction malaxage. En effet, on distingue plusieurs zones de soudure dans la section caractérisée par la taille et la morphologie des grains, que l'on peut observer sur la **Figure 1.3** dans le cas du FSW avec outil conventionnel [2, 8 - 10] :

- Zone malaxée (ZM) ou *Nugget zone* (NZ) ou *Stir zone* (SZ) ;
- Zone affectée thermo-mécaniquement (ZATM) ou *Thermo-mechanically affected zone* (TMAZ) ;
- Zone affectée thermiquement (ZAT) ou Heat affected zone (HAZ) ;
- Matériau de base (MB) ou *Base material* (BM).



Figure 1.3 Observation macroscopique des zones de soudure de l'aluminium 7075-T651 soudé par FSW [2]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

De plus, la section n'est pas symétrique et on distingue un côté Avance et un côté Recul de part et d'autre de la soudure. Cette asymétrie est due à une différence de vitesse relative entre l'outil et le matériau de part et d'autre du pion au cours du procédé, impliquant une différence de flux thermique et donc une microstructure et des largeurs de zones de soudure légèrement différentes des deux côtés. Du côté Avance, la matière confinée sous l'épaulement est entraînée dans le sens de soudage et du côté Recul, elle est entraînée dans le sens inverse lors de la phase d'avance du procédé [2, 8].

Les propriétés mécaniques de la soudure représentent un enjeu majeur du soudage par friction malaxage, notamment le coefficient de soudabilité, c'est-à-dire le rapport entre la résistance de la soudure et celle du matériau de base. Cependant, à cause de la microstructure hétérogène de la soudure, ces propriétés ne sont logiquement pas uniformes dans chaque zone. Cela se vérifie avec les essais de dureté le long de la section de soudure [2, 8 - 10]. La **Figure 1.4** représente le profil de dureté d'un aluminium 6063-T5 soudé par FSW, à plusieurs hauteurs de soudure [2]. Dans le cas d'alliages durcissables thermiquement comme le 6063-T5, un profil « en W » est obtenu, avec une dureté moindre dans la soudure par rapport au matériau de base et légèrement supérieure dans la ZM. Des zones de dureté minimale sont identifiées et correspondent à la ZAT [2, 9].

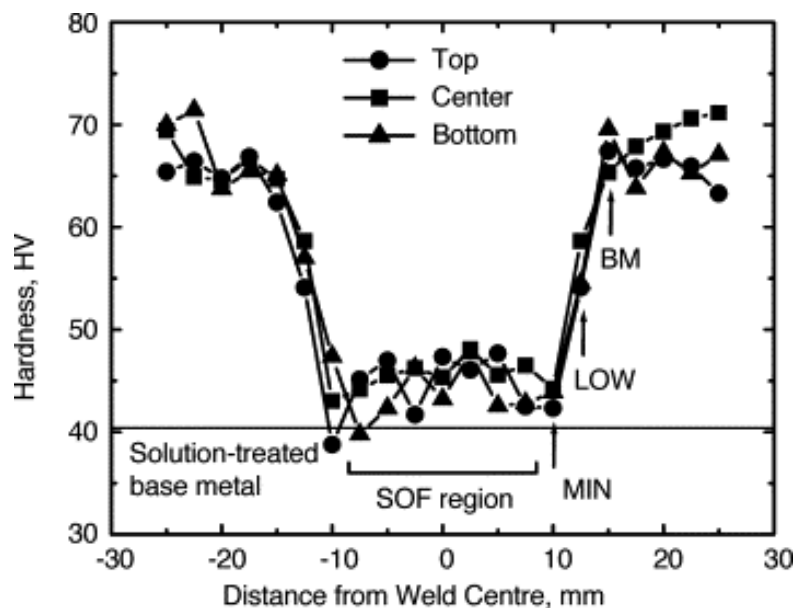


Figure 1.4 Profil de dureté le long de la soudure par FSW d'aluminium 6063-T5 [2]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

La résistance mécanique de soudures par FSW d'aluminium est la caractérisation ultime pour définir la qualité d'une soudure, en différenciant la résistance de la soudure complète à celle de ses différentes zones. La **Figure 1.5** représente un profil de déformation longitudinale d'une soudure par FSW d'aluminium 7075-T651 après essai de traction. On constate une grande déformation dans les ZAT (*HAZ* sur la figure) (12 à 14 %) côtés Avance et Recul, bien plus importante que celle dans la ZM (*Weld Nugget* sur la figure) (2 à 5 %) [2]. Cela est cohérent avec le profil de dureté observé précédemment, et la fracture s'est produite dans une de ces ZAT. Ainsi, les soudures de FSW sont souvent fragilisées par les ZAT.

1.1.3. Avantages et limites du procédé

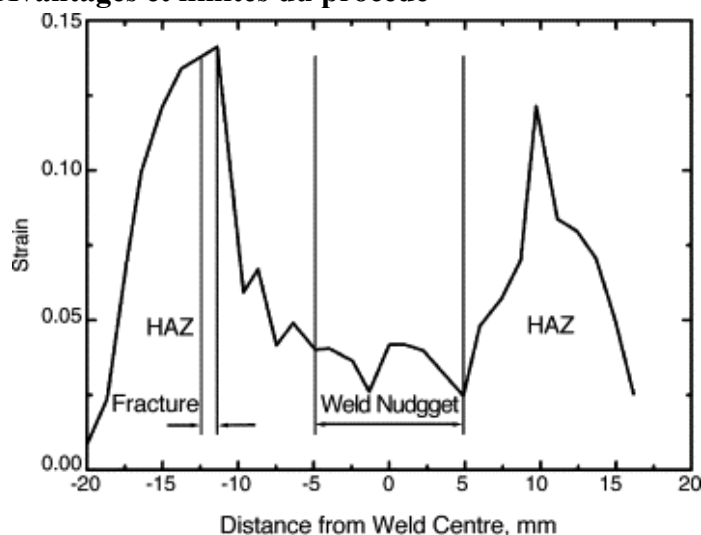


Figure 1.5 Distribution de déformation le long de la section de soudure par FSW d'aluminium 7075-T651 [2]

© Elsevier (reproduit avec autorisation)

Le procédé possède de nombreux avantages du fait de l'absence de phase liquide et de la relativement faible température en cours d'opération. Il est ainsi notamment exempt de porosité, de soufflure ou de dissipation de gaz dans le matériau et de fissuration après solidification, des défauts souvent observés dans des soudures obtenues par d'autres procédés

de soudage. La microstructure est également moins affectée, conférant de meilleures propriétés mécaniques. Les soudures d'aluminium par FSW sont généralement moins sensibles à la fatigue sur le long terme que les soudures par arc sous gaz (MIG) ou par laser, bien qu'elles le soient beaucoup plus que le métal de base. La résilience est souvent plus élevée que celle du métal de base [1, 2].

Le soudage par friction malaxage est un procédé de soudage à l'état solide, c'est-à-dire à une température inférieure à la température de fusion du matériau de base. De plus, il s'agit d'un procédé purement mécanique qui consomme donc considérablement moins d'énergie que les procédés de soudage par fusion ou par arc électrique, et a ainsi une haute efficacité énergétique. Aucun métal d'apport n'est requis, il ne nécessite pas de gaz protecteur, ce qui permet de réduire l'équipement de protection, tout comme l'absence d'arc électrique. L'outil est aussi non consommable et a une bonne durée de vie. Le procédé est considéré comme une « technologie verte ». Il est également tolérant au jeu entre les pièces et à une faible présence d'oxydes sur les faces à joindre, permettant de réduire le temps de préparation. Il permet enfin de souder des matériaux dissimilaires [1].

Cependant le procédé de FSW comporte aussi des limites. Il est difficilement applicable à des assemblages de forme complexe et se limite à des géométries plutôt simples, avec une surface relativement plane dans la zone soudée. De plus, la tête de soudage peut se trouver encombrante pour accéder à toute la zone soudée. Comme vu précédemment, il requiert un système de fixation et de bridage des pièces pour les maintenir en place et empêcher leur déplacement en conséquence des forces appliquées par l'outil. Le procédé requiert aussi un équipement robuste et encombrant résistant aux forces appliquées qui sont

très importantes et malgré le bridage, les pièces assemblées peuvent également être distordues par la force de forgeage. La soudure est sensible à la corrosion intergranulaire. Enfin, d'autres défauts propres au procédé sont observés au niveau de la soudure, comme des défauts d'alignement des pièces assemblées dues à une mauvaise disposition, des irrégularités de surface ou des défauts internes dus à de mauvais flux de matière. Ces défauts sont causes de fragilisation et de perte de résistance de l'assemblage [1, 2].

1.1.4. Paramètres du procédé

Des paramètres de FSW doivent être pris en compte et définis lors du procédé, en fonction du ou des matériau(x) à assembler et de la géométrie d'assemblage et de manière à optimiser au maximum les propriétés et qualités de la soudure avec le moins de défauts possibles [6]. Les principaux paramètres et leurs effets lors du soudage sont présentés dans le **Tableau 1.1**, et des études plus précises de leurs impacts seront détaillées dans les études relatives au FSW avec outil à double-épaulement.

Tableau 1.1 Principaux paramètres de FSW et effets lors du procédé [6]

Paramètres	Effets
Géométrie d'outillage • Épaulement • Pion	• Pénétration de l'outil et forme de la zone malaxée • Régulation des forces appliquées et des frottements • Mouvement de la matière et qualité de la soudure à la surface • Adaptation des flux de matière et de chaleur dans le matériau • Adaptation à la géométrie d'assemblage et aux dimensions des pièces
Matériaux d'outillage	• Adaptation aux matériaux à assembler • Résistance de l'outillage aux forces encaissées et à l'usure • Stabilité et résistance thermique des matériaux (pièces et outil)
Paramètres opératoires • Vitesse de rotation • Vitesse d'avance • Force axiale	• Adaptation des températures maximales et de la distribution de température en cours de procédé dans la microstructure • Adaptation des cycles thermiques • Adaptation des flux de matière • Qualité de la soudure à la surface

1.2. Cas du FSW avec outil à double-épaulement

1.2.1. Principe, avantages et inconvénients

Le soudage par friction malaxage avec outil à double-épaulement (BT-FSW) est une variante du FSW. L'outil utilisé est caractérisé par un épaulement inférieur s'ajoutant à l'épaulement supérieur. Les deux épaulements sont reliés par un pion avec un écartement ajustable. Le principe du BT-FW est schématisé sur la [Figure 1.6 \[11\]](#).

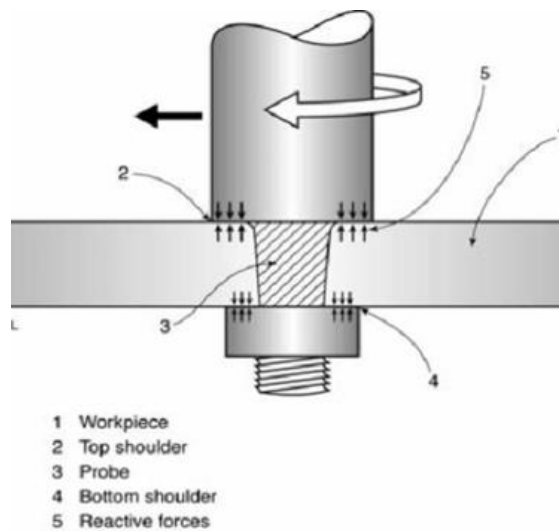


Figure 1.6 Schéma du principe de soudage par friction malaxage avec outil à double-épaulement [11]

L'outil à double-épaulement (*Bobbin-tool*) présente des avantages par rapport aux outils conventionnels. Il permet une pénétration complète du pion dans la matière et élimine les risques de manque de pénétration. En plus de cela, grâce à l'appui des deux épaulements sur les surfaces supérieure et inférieure, un support rigide n'est pas nécessaire sous les pièces soudées, l'effort net axial appliqué est réduit voire annulé et la distorsion des pièces est beaucoup plus faible. Ce double-appui permet également d'adapter le FSW à des géométries

particulières comme des poutrelles extrudées. De plus, la relative symétrie de l'outil permet un flux de chaleur plus homogène dans l'épaisseur de la soudure grâce à deux sources de chaleur pour ramollir et plastifier le matériau [6, 12].

Le BT-FSW est en revanche plus difficile à réaliser que le FSW conventionnel comme il requiert souvent une variation en cours de soudage de l'écartement entre les deux épaulements, qui peut être paramétrée numériquement ou ajustée en cours d'opération, pour obtenir une soudure avec un aspect extérieur plus homogène. La phase de pénétration ne peut pas non plus se faire de la même manière que pour les outils conventionnels puisqu'avec l'épaulement inférieur, le pion du *Bobbin-tool* ne peut pas être inséré verticalement dans la matière et il doit être pressé en rotation contre l'arête des pièces à souder. L'outil doit ainsi avoir accès aux extrémités des pièces [6, 13].

1.2.2. Analyses et propriétés des soudures

Du fait de la présence de deux épaulements frottant les surfaces supérieures et inférieures de l'assemblage, les sections de soudures par BT-FSW se caractérisent par une zone malaxée en forme de sablier. La **Figure 1.7** représente une section transversale de soudure par BT-FSW d'alliage 6061-T6 [14]. Comme dans le cas du FSW conventionnel, elles comprennent également des zones distinctes: ZM, ZATM et ZAT (*WNZ*, *TMAZ* et *HAZ* respectivement sur la figure) caractérisées par des morphologies et des tailles de grains hétérogènes, généralement observables à l'œil nu ou à de faibles grossissements macroscopiques [1, 2, 9, 14 - 18]. Les soudures ont également une délimitation nette des ZM et ZATM du côté Avance, beaucoup moins visible du côté Recul et plus la vitesse d'avance

est élevée, plus la distinction des deux zones est difficile de ce même côté. Cela est synonyme d'une déformation plus intense du côté Avance avec un haut gradient de température et une durée de cycle thermique plus courte ne permettant pas une recristallisation complète.

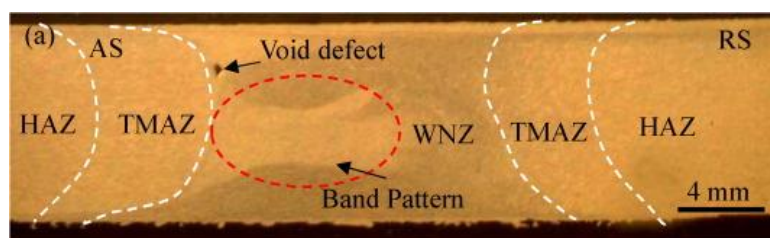


Figure 1.7 Soudure par BT-FSW d'un alliage 6061-T6 [14]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

Des lignes en S, appelées *Joint Line Remnant* (JLR) en anglais, peuvent aussi être créées et apparaître dans la ZM à plus faibles vitesses d'avance. La **Figure 1.8** représente des observations de JLR dans une soudure par BT-FSW d'un alliage Al-Li à vitesse de soudage fixe et à différentes vitesses de rotation [12]. La JLR part du côté avance et plus la vitesse de rotation est élevée, plus elle se contracte et se rapproche du côté Recul. Ces JLR sont une concentration d'oxydes impliquée par le malaxage et ont un impact sur la résistance mécanique.

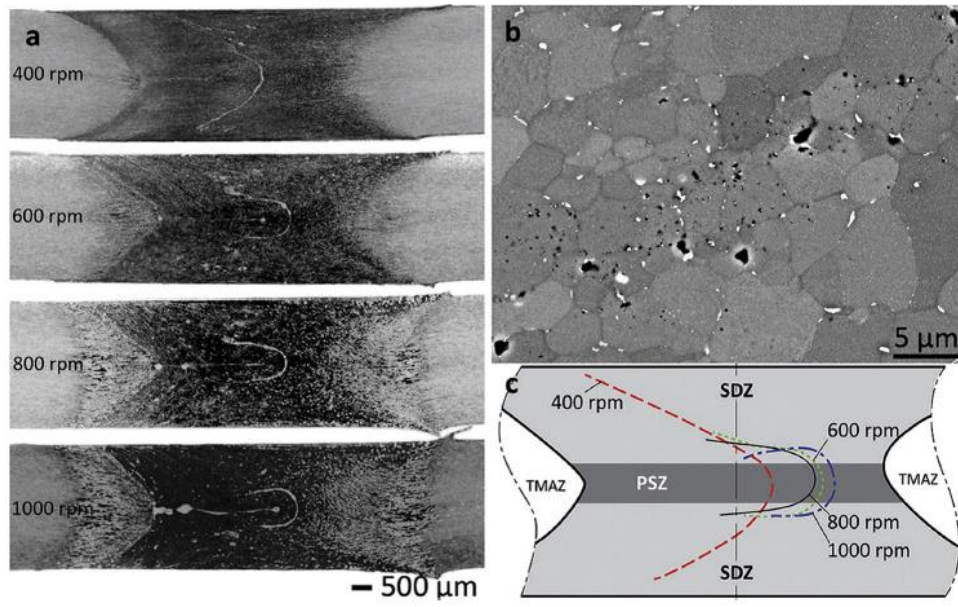


Figure 1.8 (a) Observation de la JLR par microscopie optique après attaque chimique dans la ZM de soudure par BT-FSW à différentes vitesses de rotation d'alliage Al-Li, (b) Observation par EBSD d'une JLR, (c) diagramme schématique de l'influence de la vitesse de rotation sur la position et la morphologie des JLR [12]
© Springer Nature (reproduit avec autorisation)

Une observation précise de la microstructure d'aluminium par BT-FSW est intéressante : chaque zone de soudure a une structure particulière. La morphologie des grains des zones de soudure peut être caractérisée par diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) [9, 12, 18 - 21]. La méthode EBSD est basée sur un microscope électronique à balayage (MEB) et permet d'analyser point-par-point l'orientation cristallographique de la surface cristalline d'un métal par rétro-diffusion d'électrons, permettant de cartographier l'orientation cristalline et identifier les grains sur cette surface. La cartographie obtenue permet alors de caractériser la morphologie et la taille de ces grains, leurs joints marquant un changement d'orientation [22, 23]. Des images obtenues par EBSD des différentes zones de soudure d'un alliage 2A70 par BT-FSW et du métal de base sont visibles sur la **Figure 1.9** [18]. Les images permettent ainsi de distinguer, caractériser et différencier la morphologie et la taille des grains dans les zones de soudure et les comparer avec le métal de base avant soudure. Comme visible sur la **Figure 1.9**, celui-ci est caractérisé par des gros grains

allongés, conférés par les traitements appliqués à l'alliage. La ZM se distingue des autres zones par des grains fins équiaxiaux conférés par la recristallisation dynamique induite par le malaxage du pion. La ZATM se caractérise par une microstructure hétérogène de grains fins équiaxiaux et de gros grains allongés, ce qui s'explique par une combinaison de recristallisation et de déformation des grains. La microstructure de la ZAT est similaire à celle du matériau de base puisqu'elle ne subit pas de déformation, avec toutefois des grains de plus grande taille sous l'effet de restauration impliquée par la chaleur générée par les deux épaulements [24, 25].

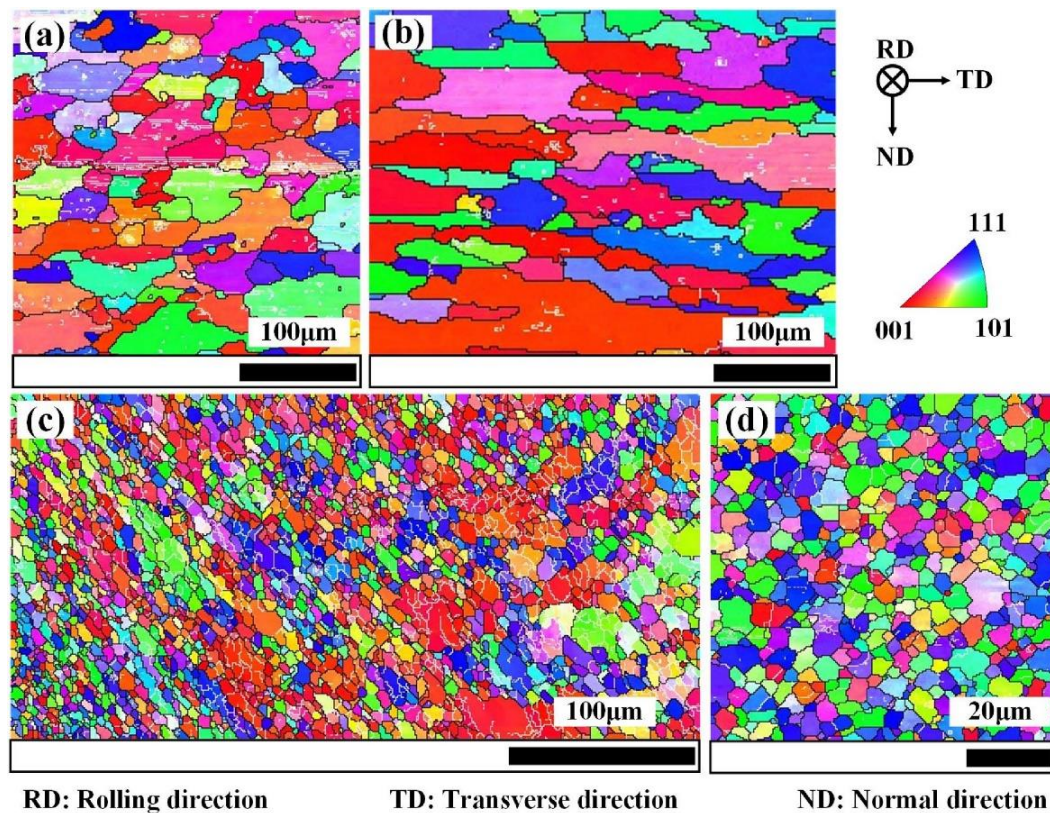


Figure 1.9 Images EBSD des zones de soudures par BT-FSW d'alliage 2A70 : (a) métal de base, (b) ZAT, (c) ZATM et (d) ZM [18]

© Elsevier (reproduit avec autorisation)

L'évolution des précipitations est également intéressante à observer. Elle peut être caractérisée par analyse calorimétrique différentielle ou calorimétrie différentielle à balayage

(DSC). L'analyse par DSC permet de mesurer les flux thermiques d'un échantillon en fonction de la température et comparer les quantités de chaleur absorbées ou dégagées (réactions enthalpiques) par cet échantillon avec celles d'un matériau de référence. Dans le cas des métaux, elle permet d'identifier les phases cristallines présentes dans la microstructure en fonction des températures auxquelles les quantités de chaleur sont absorbées ou dégagées [26, 27]. Les pics exothermiques sont relatifs aux précipitations et aux formations de solutions solides, tandis que les pics endothermiques sont relatifs à leurs dissolutions. Cette méthode d'analyse permet d'identifier les phases pouvant précipiter dans le métal et d'estimer leur proportion relative par des calculs et comparaisons d'aires de leurs pics exo et endothermiques caractéristiques [18, 28]. La ZM et la ZAT d'une soudure d'alliage 2A70 par BT-FSW (SZ et HAZ sur la figure respectivement) et le métal de base (BM sur la figure) ont été soumis à une analyse DSC avec les résultats présentés sur la **Figure 1.10** [18].

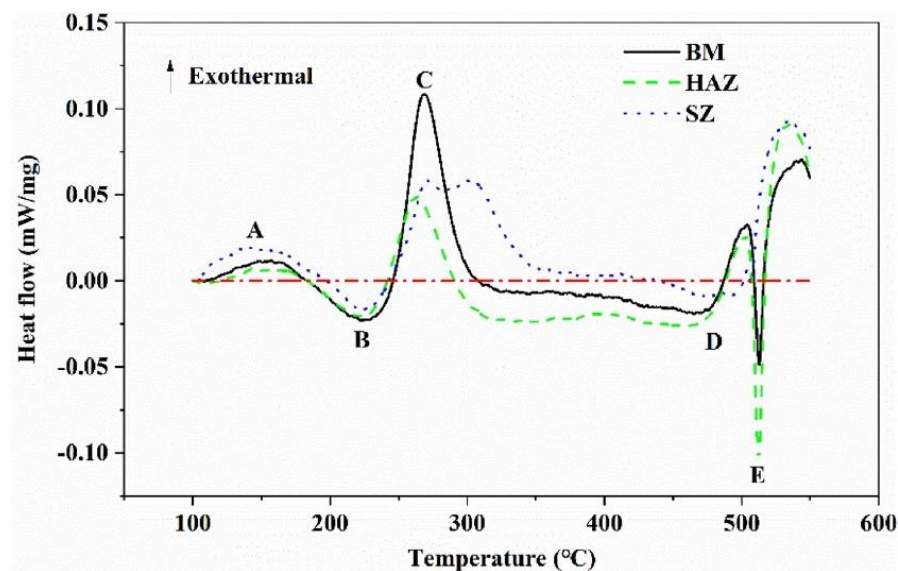


Figure 1.10 Analyse DSC des zones de soudure par BT-FSW d'un alliage 2A70 [18]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

Dans le cas de l'alliage 2A70, les pics exothermiques A sur la **Figure 1.10** correspondent à la formation de zones de Guinier-Preston-Bagaryatsky (GPB), qui sont des zones de grande densité de petites précipitations. Les pics endothermiques B sont relatifs à la dissolution de ces zones GPB. Les pics C sont relatifs à la formation de phases Al_2CuMg (S) et Al_2Cu (θ), et les pics D et E à la dissolution de ces deux phases respectives [18]. La proportion relative de phases S& θ est plus importante dans la ZAT que dans la ZM et largement supérieure à celle dans le métal de base, comme en témoigne l'aire plus faible du pic C dans le cas de la ZAT, signifiant que moins de précipitations de phases S& θ se sont produites lors de l'analyse DSC et donc que ces phases étaient présentes en plus grande quantité dans l'échantillon. L'évolution des précipitations dans la microstructure est relative aux cycles thermiques se produisant dans la soudure lors du procédé.

Les précipités présents dans la microstructure métallique peuvent également être directement observés et caractérisés par microscopie électronique en transmission (MET) [9, 18, 29 - 31]. L'analyse par MET consiste à faire traverser un échantillon de matériau ultrafin par un faisceau d'électrons, permettant à ce dernier d'interagir avec la microstructure de l'échantillon pour produire une image à haute définition à l'échelle nanométrique de la structure interne de l'échantillon [32, 33]. Ainsi, les précipités peuvent être observés comme dans la zone malaxée de la soudure par BT-FSW d'un 2A70, avec l'image MET présentée sur la **Figure 1.11**. Cette image en champ lumineux permet d'observer la phase aciculaire S du composé Al_2CuMg , indiquée par une flèche blanche [18]. Les images par MET permettent également de mesurer la longueur et la section des précipités – ou leur diamètre – ainsi que leur densité. Cette technique de caractérisation complète ainsi celle par DSC pour caractériser les précipitations dans les zones de soudure.

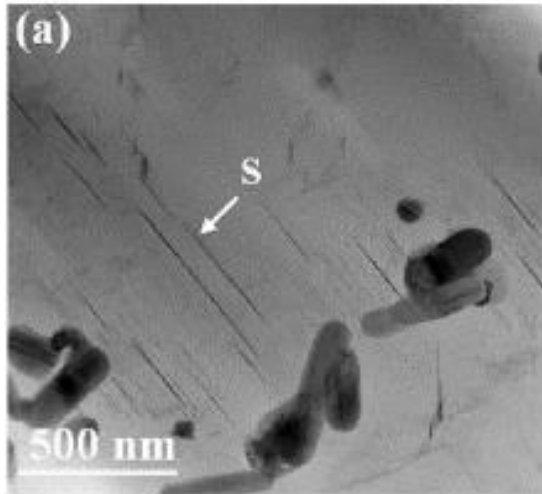


Figure 1.11 Image par MET de la ZM d'une soudure par BT-FSW d'alliage 2A70 pour l'observation des précipitations [18]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

Les images par MET en champ lumineux permettent également d'observer les dislocations présentes dans la microstructure, comme sur la **Figure 1.12** dans le cas d'un alliage 6201 [29]. Les dislocations s'observent généralement dans un plan de direction cristallographique différent de celui dans lequel on observe les précipitations. Ainsi, les zones de soudure par BT-FSW peuvent être observées par MET pour observer les dislocations formées par le procédé dans la microstructure, et déterminer leur densité.

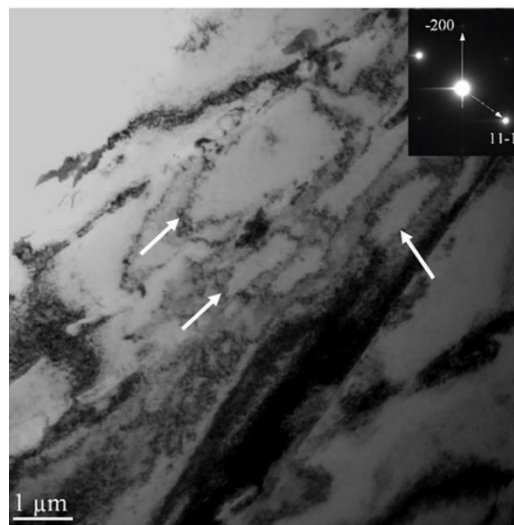


Figure 1.12 Image par MET des dislocations dans la microstructure d'un alliage 6201 [29]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

La résistance mécanique des soudures par BT-FSW est un des principaux enjeux, et c'est notamment sur cela que la microstructure a un impact. Ainsi, tous les paramètres de soudage doivent être déterminés de façon adéquate pour optimiser les flux de chaleur et de matière et obtenir les soudures les plus résistantes possibles résultantes de ces flux.

La mesure de microdureté Vickers (HV) permet de caractériser la distribution de microdureté le long des soudures par BT-FSW pour déterminer l'impact du procédé [12, 16 - 19, 34]. La **Figure 1.13** est le profil de microdureté HV de la section de soudure par BT-FSW d'un alliage 2A70, en fonction de la vitesse d'avance de l'outil [18]. On observe un profil en W, permettant de visualiser des zones de plus ou moins forte dureté, correspondant aux zones de soudure. La zone de plus forte dureté au centre correspond à la ZM, et les zones de faible dureté de part et d'autre de la soudure correspondent aux ZAT des côtés Avance et Recul. Ces profils confirment ainsi l'hétérogénéité des soudures par BT-FSW et démontrent l'impact de la microstructure, principalement des grains et des précipitations qui diffèrent selon les zones de soudure, sur la dureté de ces dernières et par conséquent sur la résistance de l'assemblage. Cependant, ces profils démontrent également que les paramètres de soudage ont un impact sur la dureté des zones de soudure puisque dans le cas de l'alliage 2A70, la dureté des ZAT est plus élevée après des soudages à plus grandes vitesses d'avance. Les paramètres peuvent ainsi optimiser la microstructure pour améliorer la dureté et la résistance des zones de soudure.

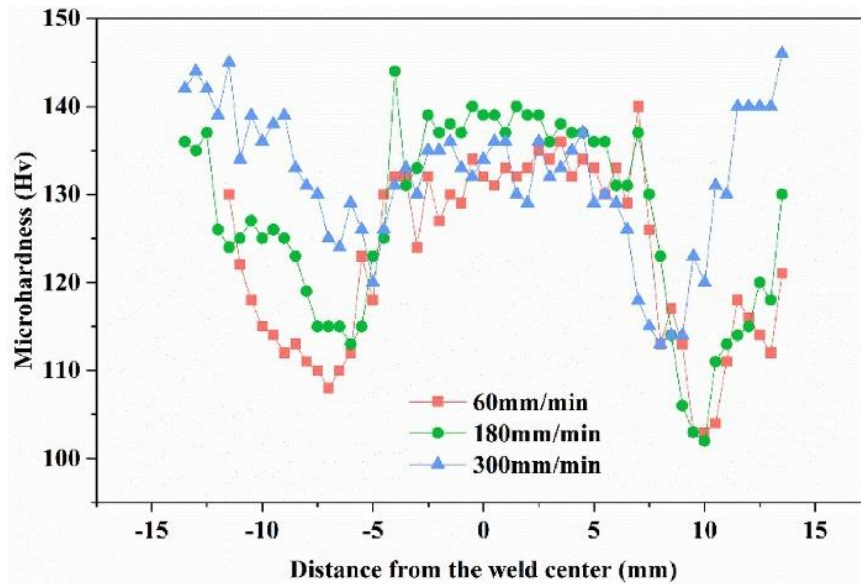


Figure 1.13 Profil de microdureté de sections de soudure par BT-FSW à différentes vitesses d'avance d'alliage 2A70 [18]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

Les essais de traction uniaxiale complètent les essais de microdureté dans la caractérisation des résistances mécaniques des soudures d'aluminium. La **Figure 1.14** représente les résultats des essais de traction des soudures par BT-FSW d'alliage 2A70, réalisées avec plusieurs vitesses d'avance [18]. La résistance ultime à la traction est plus élevée, proche de celle du métal de base, à une vitesse d'avance intermédiaire. Cette résistance est liée à la dureté des zones de soudure, cependant elle est plus faible dans le cas de l'échantillon soudé à 300 mm/min bien que la dureté soit plus élevée dans les ZAT d'après la **Figure 1.14**. La soudure peut en effet être également affaiblie par des défauts internes dus à un flux de matière inadéquat pendant le procédé. La résistance à la traction est donc elle aussi déterminée par les paramètres de soudage, et les essais de traction sont l'analyse ultime pour caractériser la qualité de la soudure. Les alliages durcissables thermiquement soudés par BT-FSW présentent tous des profils de dureté en W et de plus grandes résistances en traction à des rapports de vitesse d'avance sur la vitesse de rotation de l'outil intermédiaires [9, 12, 13, 17, 18].

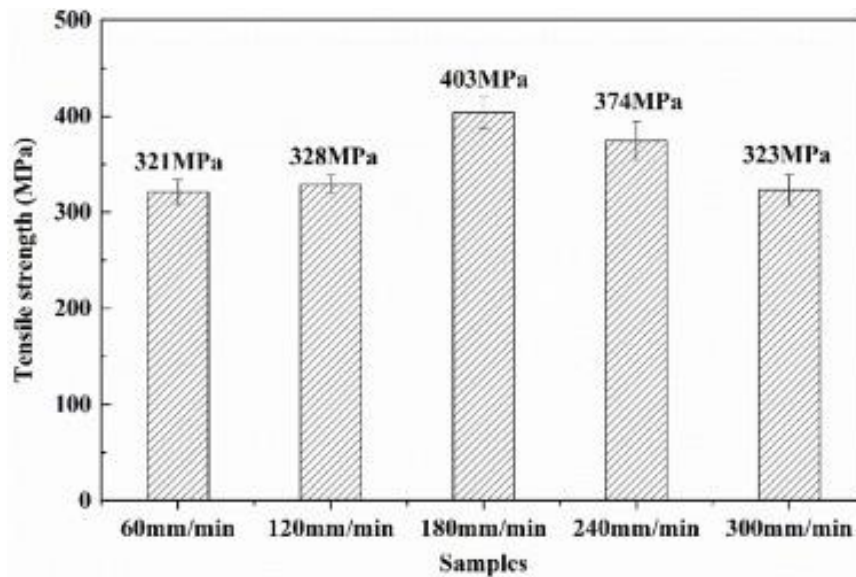


Figure 1.14 Résistances ultimes à la traction de soudures par BT-FSW à différentes vitesses d'avance d'alliage 2A70 [18]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

1.3. Simulation du procédé par modélisation

La compréhension des flux de chaleur et de matière lors du procédé de BT-FSW est essentielle pour les optimiser et appliquer des paramètres de soudage adéquats. Des simulations numériques par modélisation et des comparaisons avec des données expérimentales ont déjà été réalisées pour comprendre l'impact des paramètres sur ces flux. Ces modélisations, notamment par la méthode des éléments finis (MEF), permettent de comprendre les aspects physiques (flux de chaleur, déformations...) de procédés complexes en ingénierie et les simulations se font d'après des lois de comportement [35]. La modélisation par MEF peut ainsi permettre de simuler le procédé de BT-FSW en fonction des matériaux et des paramètres de soudage, et de sélectionner les configurations les plus adéquates pour optimiser la soudure en fonction des résultats des simulations.

Des modèles numériques de FSW conventionnel ont été créés avec la MEF et à l'aide de logiciels de simulation en 3D, et les résultats obtenus de ces simulations ont été comparés avec les résultats expérimentaux pour valider les modélisations [17, 36 - 40]. Celles-ci prennent en compte le métal de base à souder, les paramètres de soudage ainsi que les caractéristiques de l'outil, comprenant le matériau constitutif et la géométrie souvent simplifiée à cause de la complexité de modéliser exactement les motifs, comme l'outil modélisé visible sur la **Figure 1.15** [39].

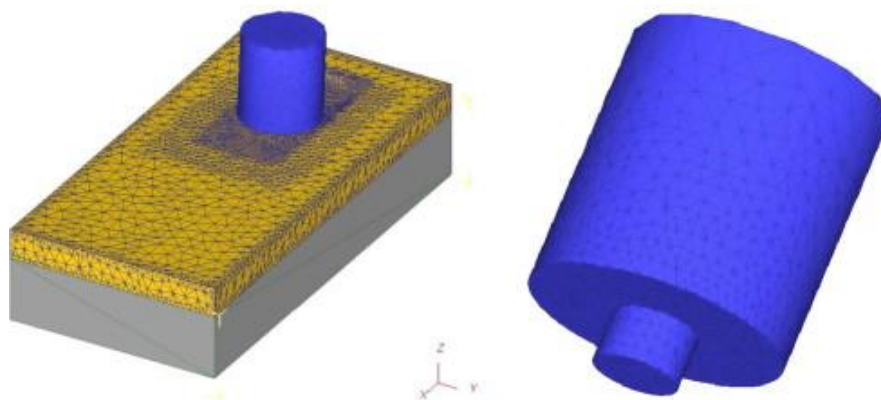


Figure 1.15 Représentation et maillage du métal de base et de l'outil de FSW à l'aide d'un logiciel de modélisation par éléments finis avant simulation du procédé [39]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

Les modèles simulent la distribution de température et de contraintes dans chaque maille du modèle ainsi que le flux de matière dans le matériau soudé et dans l'outil au cours du procédé de FSW. Ces données sont déterminées par des équations calculant les contraintes et déformations et les températures dans chaque élément à partir des propriétés des matériaux, eux-mêmes définis en fonction de la température, et de la géométrie de l'outil impliquant la surface de contact avec le matériau soudé et par conséquent la friction. L'écoulement plastique du matériau soudé peut être décrit par la loi de Johnson-Cook, définie par l'équation suivante :

$$\bar{\sigma} = (A + B\bar{\varepsilon}^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0} \right) \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] \quad (1.1)$$

avec $\bar{\sigma}$ la contrainte d'écoulement équivalente, A la limite d'élasticité initiale du matériau, B le module d'écrouissage, $\bar{\varepsilon}$ la déformation plastique équivalente, n le coefficient d'écrouissage, C le coefficient de dépendance de la vitesse de déformation, $\dot{\bar{\varepsilon}}$ la vitesse de déformation plastique effective, $\dot{\bar{\varepsilon}}_0$ la vitesse de déformation plastique de référence, T la température effective du matériau, T_r la température ambiante ou température de référence du matériau, T_m la température de fusion du matériau et m le coefficient d'adoucissement thermique [36 - 38]. Sur la **Figure 1.15** est visible le maillage appliqué au métal de base et à l'outil pour la simulation du FSW d'un alliage d'aluminium. Plus la densité du maillage est importante lors de la modélisation, meilleure sera la précision, mais les calculs nécessaires et la modélisation de procédé seront longs et nécessiteront plus d'espace de stockage. Il faut donc appliquer un maillage permettant un bon compromis entre précision et temps de simulation.

La modélisation par éléments finis peut être appliquée au BT-FSW de la même manière que pour le FSW conventionnel en ajoutant un second épaulement, permettant davantage de surface de contact avec le métal de base et cela va influencer les flux de température et de matière dans le matériau. Ainsi, la modélisation par éléments peut permettre de prédire les propriétés physiques et mécaniques des soudures par BT-FSW en fonction des paramètres de soudage et comparer avec les résultats des simulations de FSW conventionnel pour constater les différences apportées par le double-épaulement et la pénétration complète du pion. La **Figure 1.16** représente le maillage de plaques de métal de

base, avec des mailles plus fines au niveau de la jointure pour une modélisation plus précise du centre de soudure, et des modélisations d'outils à double-épaulement avec différentes configurations géométriques de pion pour la simulation du procédé de BT-FSW d'un alliage de magnésium [37]. Ce modèle permet d'évaluer l'impact de la géométrie d'outil sur la soudure par BT-FSW par simulation numérique avant application expérimentale.

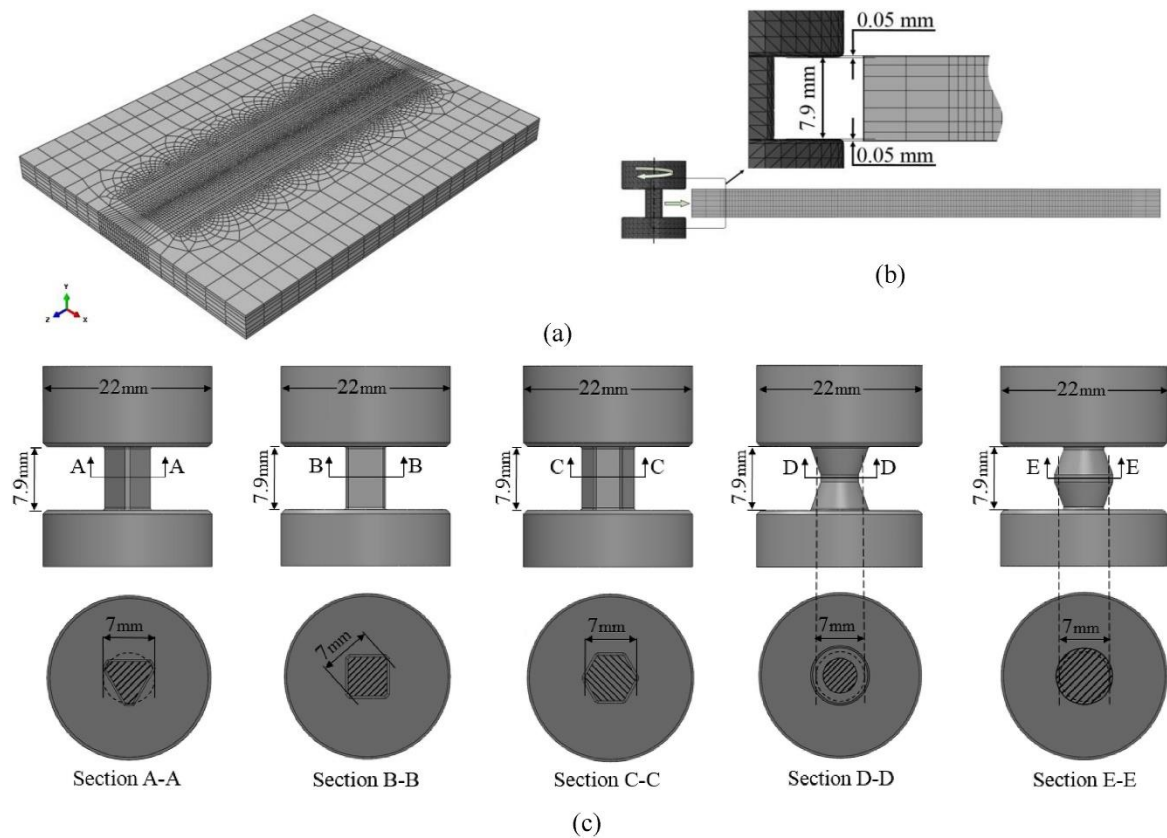


Figure 1.16 (a) Maillage des plaques de métal de base, (b) position de l'outil dans la direction de soudage contre les plaques en début de procédé et (c) géométries de l'outil et sections de pions modélisées pour la simulation du procédé de BT-FSW de plaques de magnésium [37]

La **Figure 1.17** présente des résultats de distributions de températures et de contraintes longitudinales au cours du soudage par BT-FSW de l'alliage 2219-T87 sur les surfaces supérieures et inférieures des pièces assemblées [17]. Ces images permettent de constater que la température maximale sur les deux surfaces se situe au niveau du pion et la distribution de chaleur est plus large derrière celui-ci. La température des surfaces devant le pion à un instant précis du procédé est affectée par la conductivité thermique, tandis que derrière elle est affectée par la conductivité et la friction. La simulation des contraintes longitudinales révèle que le matériau est en compression devant l'outil et en traction derrière. Ces simulations permettent de prédire le flux de matière dans la soudure résultant du procédé de BT-FSW et les propriétés et résistances mécaniques en conséquence.

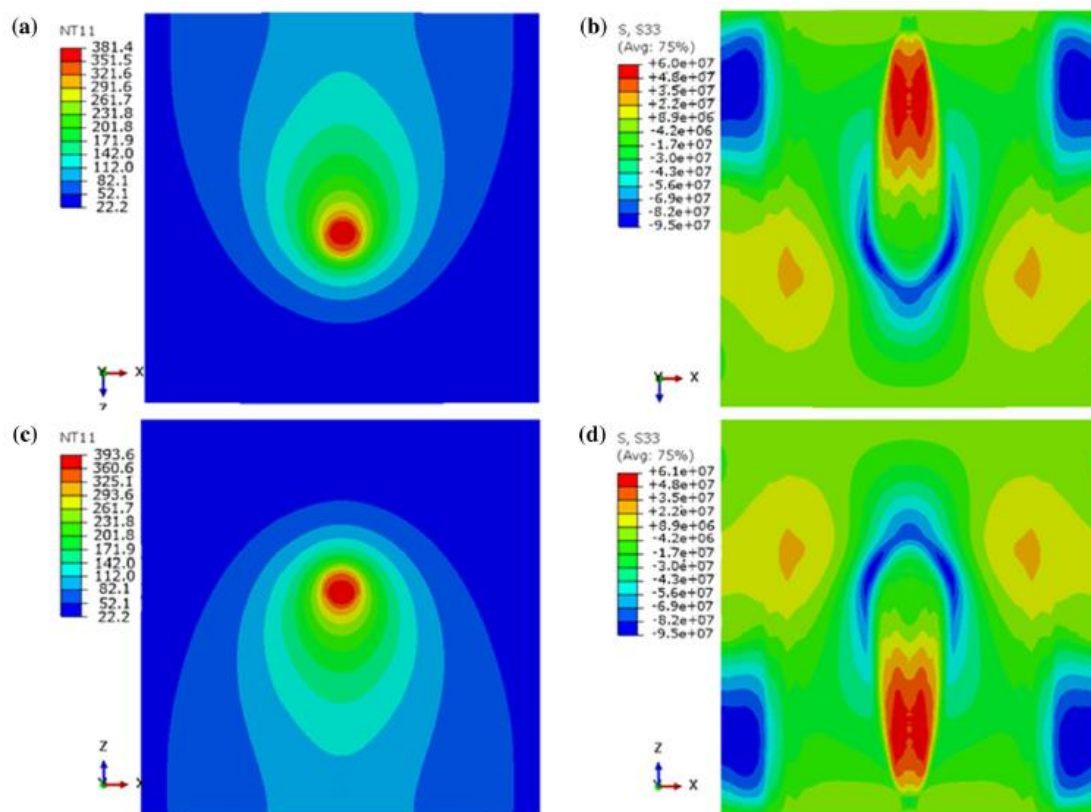


Figure 1.17 Distributions de température et de contraintes longitudinales dans l'alliage 2219-T87 au cours du BT-FSW à 350 tr/min et 210 mm/min simulées par modélisation : (a) et (b) sur la surface supérieure et (c) et (d) sur la surface inférieure [17]

© Springer Nature (reproduit avec autorisation)

Certains paramètres tels que les vitesses de rotation et d'avance ou la surface de frottement de l'outil sont faciles à prendre en compte dans l'élaboration du modèle numérique de BT-FSW. Ils exercent notamment une influence sur la température maximale atteinte dans le matériau au cours du procédé, qui sont par exemple plus élevées pour des vitesses de rotation plus élevées ou des diamètres d'épaulements plus importants qui permettent de plus grands apports de chaleur [14, 41]. Cependant d'autres paramètres sont beaucoup plus difficiles à considérer comme, la géométrie et les motifs des épaulements et du pion. La vérification et la compréhension des modèles reste donc limitée par le très grand nombre de paramètres de soudage difficiles à déterminer avec précision, surtout pour la simulation de flux de matière. Dans le cas de la modélisation de la **Figure 1.17**, les simulations sont dans le cas de géométries classiques d'outils (épaulements plats, pion cylindrique...), simplifiant donc la démarche. Les flux simulés semblent également symétriques et ne correspondent pas avec l'asymétrie de la microstructure entre les côtés Avance et Recul observée par microscopie, ce qui prouve que l'exactitude du modèle reste limitée [17].

Dans le but d'établir des modèles prédictifs des propriétés de la soudure d'aluminium, des formules mathématiques peuvent être employées. Elles prennent en compte le durcissement de la structure impliqué par différents facteurs. La formule générale du durcissement général de la microstructure est la suivante :

$$HV_{total} = HV_{Al} + \Delta HV_{dislo} + \sum_{i=1}^{n_{prec}} \Delta HV_i^{prec} + \sum_{j=1}^{n_{ss}} \Delta HV_j^{ss} + \Delta HV_{GB} \quad (1.2)$$

avec HV_{total} la dureté Vickers totale de l'échantillon, HV_{Al} la dureté initiale de la matrice d'aluminium estimée à 12 HV, ΔHV_{dislo} le durcissement impliqué par des dislocations,

ΔHV_i^{prec} le durcissement impliqué par des précipités de type i, ΔHV_j^{ss} le durcissement impliqué par des solutions solides de type j, et ΔHV_{GB} le durcissement impliqué par des joints de grain. Le durcissement structural peut également être calculé de façon analogue avec la limite d'élasticité du matériau en considérant que $\Delta \sigma_y \approx 3 \times \Delta HV$ dans le cas des alliages Al-Mg-Si (6xxx), avec la contrainte exprimée en MPa [29, 42].

La contribution au durcissement par des dislocations est définie par l'équation de Bailey-Hirsch :

$$\Delta \sigma_{dislo} = \alpha \cdot M \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{d} \quad (1.3)$$

avec α une constante géométrique constante ($\approx 0,3$ dans le cas des alliages d'aluminium de structure cubique face centrée), M le facteur de Taylor consistant à convertir une contrainte de cisaillement en contrainte de traction, G le module de cisaillement, b le vecteur unitaire de Burgers, et d la densité surfacique de dislocations [29, 43, 44]. Dans le cas de la contribution des précipités, il faut distinguer deux cas particuliers : le premier concerne des précipités non cisillables par le mouvement de dislocations, généralement de plus petite taille, avec l'équation d'Orowan [29, 43]:

$$\Delta \sigma_{Or}^{prec} = \frac{2M\beta Gb}{L} \quad (1.4)$$

Le second cas concerne les précipités cisillables par le mouvement de dislocations avec l'équation suivante [29, 44]:

$$\Delta\sigma_{shear}^{prec} = \frac{M}{b^2\sqrt{\beta G}} \cdot \sqrt{\rho r} \cdot F^{3/2} \quad (1.5)$$

avec β une constante ($\approx 0,28$), L l'espace moyen entre les précipités ($L = \frac{1}{N^{1/2}}$), ρ la densité volumique de précipités, F la force d'obstacle moyenne induite par les précipités ($F = 2\beta G b^2 \cdot \frac{r}{r_c}$ avec r le rayon moyen des précipités et r_c le rayon critique de transition du précipité cisailable à celui non cisailable). La contribution par les solutions solides est définie ainsi :

$$\Delta\sigma_{SS}^j = k_j \cdot C_j^{2/3} \quad (1.6)$$

avec k_j le facteur de mise à l'échelle du soluté j et C_j la concentration de ce même soluté [29, 43]. Concernant la contribution des joints de grains, la relation de Hall-Petch définit l'évolution de la dureté HV :

$$\Delta HV_{GB} = k_{HP} \cdot D^{-1/2} \quad (1.7)$$

avec k_{HP} le facteur de mise à l'échelle de Hall-Petch et D le diamètre moyen des grains [29, 43].

La **Figure 1.18** présente les résultats de comparaisons entre les mesures expérimentales de dureté et les simulations mathématiques de durcissement structural d'alliage 6201 avec les équations (1.2) à (1.7) en fonction de différents traitements de vieillissement et de tréfilage de l'alliage. Le durcissement est en effet impliqué par des traitements de tréfilage, jouant sur les dislocations présentes dans la microstructure, et de vieillissement, jouant sur les précipitations et la taille et la morphologie des grains [29]. Après chaque cycle de traitement, les valeurs de durcissement calculées sont légèrement moindres que celles calculées expérimentalement. La différence entre les deux valeurs semble toutefois constante et est liée à la difficulté d'estimation exacte des propriétés telles que la quantité de solutions solides ou les densités de dislocations et de précipités. Cette expérience prouve cependant la relative fiabilité des simulations mathématiques de durcissement des alliages d'aluminium après des essais thermiques et mécaniques. Ces simulations pourraient donc être appliquées au BT-FSW, dans chaque zone de soudure dans laquelle le matériau subit des cycles thermiques et des déformations.

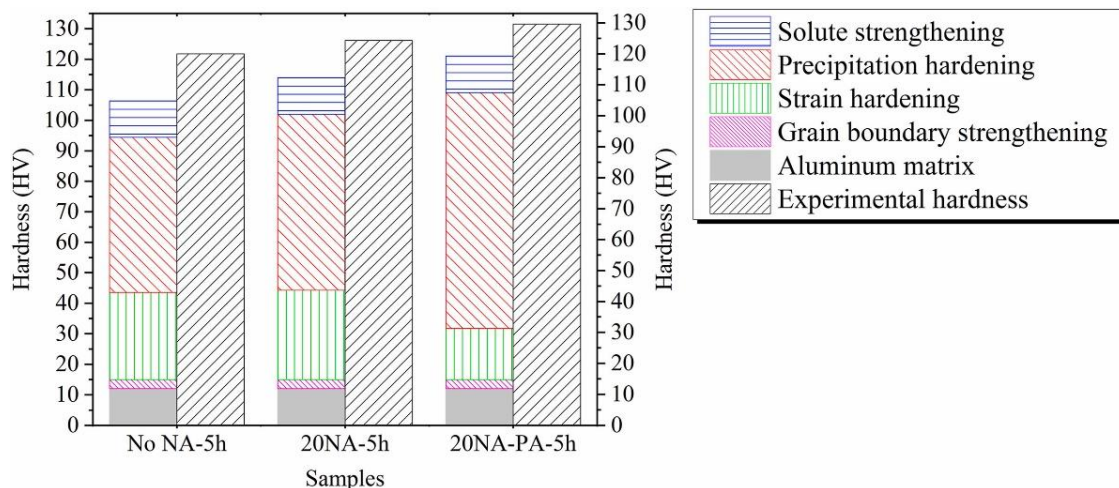


Figure 1.18 Comparaison des simulations mathématiques de durcissement structural d'un alliage 6201 après différents traitements de vieillissement et tréfilage avec les résultats expérimentaux [29]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

Une étude du FSW conventionnel d'alliages d'aluminium Al-Mg-Si (série 6xxx) a été réalisée et un modèle mathématique complet par la MEF a été établi, suivi de sa validation [45]. Elle a consisté à modéliser entièrement le procédé à partir des propriétés du métal de base et des paramètres de soudage, sans caractérisation intermédiaire. Cette modélisation comprend donc les flux thermiques et les mouvements de matière à partir de l'énergie diffusée et des forces et couples exercés par l'outil. À partir de ces données ont ensuite été simulées l'évolution de la température et de la microstructure, comprenant notamment la nucléation, la croissance et la dissolution des précipités, le mouvement des dislocations et même l'apparition, la propagation et la coalescence de défauts tels que les vides internes. À partir de ces données peuvent être simulés les durcissements en conséquence avec les équations (1.2) à (1.7) dans les différentes zones de soudure, permettant alors de résulter aux propriétés mécaniques de la soudure. De très nombreuses formules mathématiques sont donc employées comme lois de comportement, les paramètres et variables sont innombrables et la complexité de modélisation complète du procédé se situe par conséquent à un niveau très élevé.

Les simulations ont été faites avec différentes configurations de paramètres, puis comparées avec des résultats expérimentaux d'essais effectués sur le même alliage avec les mêmes paramètres pour valider le modèle. Les résultats obtenus sont présentés sur la **Figure 1.19** [45]. Le modèle est capable de résulter à des courbes de déformation précise en fonction de l'allongement en traction à partir des paramètres de soudage et avec les lois de comportement. Les courbes diffèrent toutefois de celles obtenues expérimentalement avec les échantillons soudés avec les mêmes paramètres. Dans les deux cas les différences ne sont pas excessives et ne dépassent pas 25%, et les résultats des simulations sont jugés

satisfaisants. La modélisation est donc toujours utile pour prédire les résultats approximatifs du procédé comprenant les propriétés et la qualité de la soudure en fonction du matériau et des paramètres de soudage pour optimiser ces derniers, et pourrait donc être appliquée au BT-FSW.

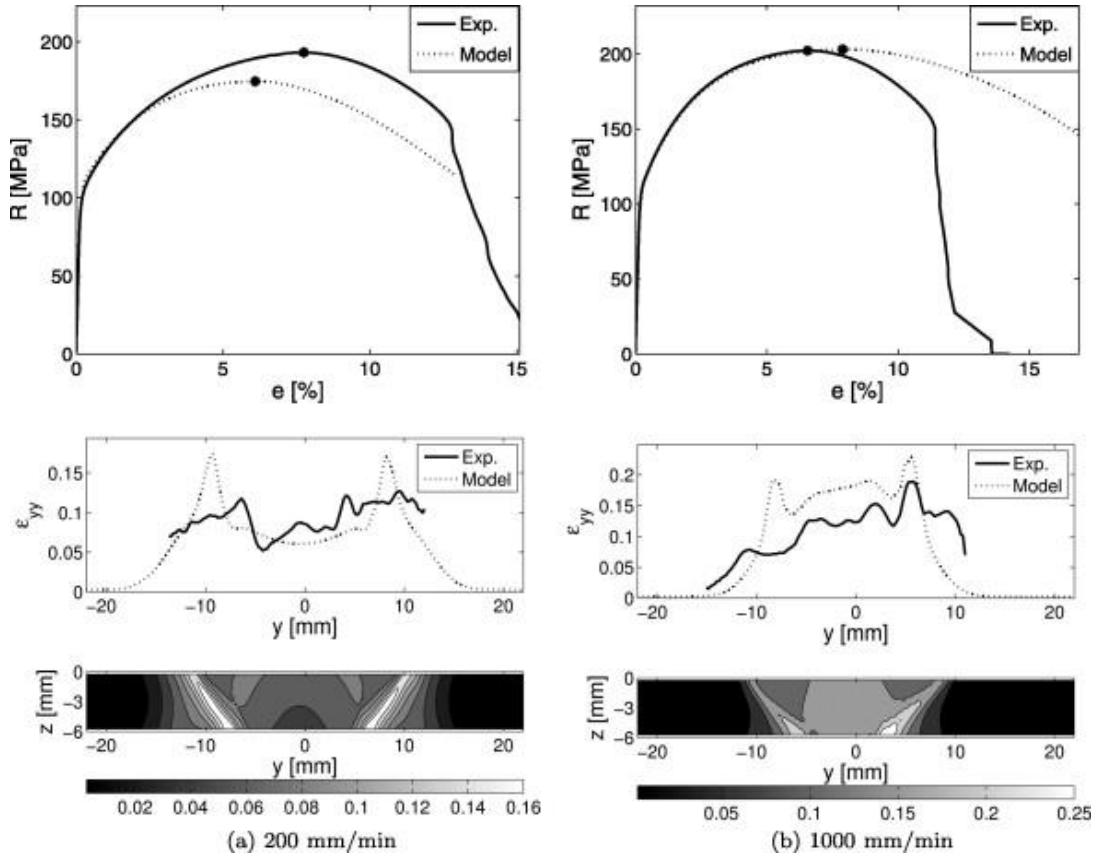


Figure 1.19 Comparaison des mesures et simulations de courbes de tractions et de déformations locales ϵ_{yy} au niveau du rétrécissement dans la direction de soudage en fonction de la position dans le plan y - z de deux soudures par FSW de 6005A-T6 à 100 tr/min, (a) 200 et (b) 1000 mm/min [45]
© Elsevier (reproduit avec autorisation)

1.4. Conclusion

Le soudage par friction malaxage avec outil à double-épaulement (BT-FSW) est caractérisé par l'usage d'un outil comprenant un épaulement inférieur supplémentaire. Il est potentiellement considéré comme une variante prometteuse du FSW. Plusieurs analyses ont été appliquées sur des soudures d'alliage d'aluminium, consistant à caractériser la microstructure de la soudure, pour évaluer l'impact du procédé et des paramètres dessus. Les propriétés mécaniques ont elles aussi été analysées pour caractériser la dureté et la résistance de la soudure. La méthodologie d'analyse de soudures par BT-FSW d'un alliage d'aluminium avec différents paramètres de soudage, présentée au chapitre suivant, a été appliquée en reprenant les techniques de caractérisation étudiées. Toutes ces analyses visent ainsi à être les plus précises possible pour comprendre les phénomènes physiques impliqués par le procédé. Cette compréhension passe par une modélisation permettant de simuler les flux de température et de matière impliqués par le procédé en fonction des paramètres de soudage, et la microstructure de la soudure et les propriétés mécaniques de cette dernière qui en résultent. Les modèles prédictifs permettent d'optimiser les paramètres de soudage pour obtenir la soudure la plus résistante possible, se rapprochant des propriétés du métal de base.

CHAPITRE 2

MÉTHODOLOGIE D'APPLICATION

À partir de la revue de la littérature sur le soudage par friction malaxage avec outil à double-épaulement, des expériences sur des pièces d'aluminium 6061-T6 ont été réalisées. Les pièces ont été soudées avec des *Bobbin-tools* et différents paramètres de soudage, puis les soudures ont été analysées avec l'équipement à disposition dans les laboratoires de l'UQAC pour être caractérisées. Des simulations mathématiques de l'évolution de limite d'élasticité ont par la suite été réalisées après soudage pour être comparées aux résultats expérimentaux avant le développement complet du modèle prédictif qui permettra d'optimiser les paramètres pour obtenir les meilleures propriétés de soudure possibles.

2.1. Essais de soudage

Les expériences de BT-FSW ont été menées sur l'alliage 6061-T6, les propriétés de cet alliage étant bien connues et ce dernier a déjà été expérimenté dans des essais de FSW conventionnel puis caractérisé [31, 46, 47]. Il s'agit d'un alliage de corroyage durcissable thermiquement de la série 6xxx dont les principaux éléments d'alliage sont le magnésium et le silicium (Al-Mg-Si). Un détail des composants de l'alliage 6061-T6 est présenté dans le **Tableau 2.1**. Il a été traité à haute température puis refroidi et vieilli artificiellement pour un durcissement par des précipitations [48, 49].

Tableau 2.1 Éléments d'alliage de l'aluminium 6061-T6 [49]

	Si	Cu	Mg	Fe	Cr	Mn	Zn
Composition (%m)	0,800	0,321	0,910	0,456	0,021	0,212	0,178

Les essais de soudage ont été réalisés au CSFM de l'UQAC avec la machine de FSW de type portique visible sur la **Figure 1.2** provenant de chez Bond TechnologiesTM [7], sur des plaques découpées à partir de longueurs extrudées d'alliage 6061-T6 à disposition, visibles sur la **Figure 2.1**. Ces longueurs mesurent 100 mm de largeur et 6,35 mm d'épaisseur. La longueur des plaques découpées pour les essais de BT-FSW a varié lors des essais préliminaires avant d'être définie pour les essais retenus pour les analyses de caractérisation. Les plaques à souder ont ensuite été jointes et fixées par serrage sur un gabarit adapté au BT-FSW disposé par boulonnage sur la grande table de soudage du portique du CSFM et visible sur la **Figure 2.2**.



Figure 2.1 Longueurs d'alliage 6061-T6 à disposition au CSFM pour les essais de BT-FSW



Figure 2.2 Gabarit de maintien des plaques d'aluminium pour assemblage par BT-FSW

Les essais de BT-FSW ont été réalisés avec des outils à double-épaulement composés d'acier d'outillage H13, ce métal étant adapté au FSW d'alliage d'aluminium [14, 16, 50, 51]. Les outils varient selon la taille et la géométrie de leurs épaulements et de leur pion. Trois outils nommés A, B et C, respectivement représentés sur la **Figure 2.3**, la **Figure 2.4** et la **Figure 2.5** ont été utilisés. Pour chacun d'entre eux, la surface des épaulements a un motif de rainures en spirales, ce motif permettant d'augmenter la surface de friction et aidant à retenir la matière sur la surface de soudure pour limiter les éjections latérales [14, 52], et l'épaulement supérieur est très légèrement convexe afin d'optimiser l'appui à la surface du matériau, tandis que l'épaulement inférieur est plat. Il est toutefois difficile de mesurer précisément les rayons de convexité et les profondeurs de rainures des épaulements qui diffèrent entre les trois outils. Les pions sont constitués de plots obliques ou horizontaux, permettant l'optimisation du flux de matière dans la direction verticale au cours du procédé [18, 53]. Les caractéristiques des outils sont détaillées dans le **Tableau 2.2**. Les mesures indiquées dans ce tableau proviennent des mesures réalisées sur les outils avec un vernier, il y'a donc une petite marge d'erreur à considérer.



Figure 2.3 Outil A (neuf)



Figure 2.4 Outil B (usagé)



Figure 2.5 Outil C (neuf)

Tableau 2.2 Caractéristiques des outils de soudage *Bobbin-tools* utilisés pour les essais de BT-FSW

Outils	Fabricant	Géométrie de pion	Diamètre de pion (mm)	Hauteur de pion (mm)	Diamètre épaulement supérieur (mm)	Diamètre épaulement inférieur (mm)
A	MTI	Conique	12-10	5	32	25
B	Bond Technologies TM	Conique	8,3-6,4	7,5	25	22
C	Bond Technologies TM	Cylindrique	7,9	5,9	20	20

Les outils B et C ont l'avantage d'avoir un pion relié à la tête de soudage de la machine, permettant d'ajuster facilement depuis les commandes de cette dernière l'écartement entre les deux épaulements. Au contraire de l'outil A dont l'écartement doit être réglé au préalable par boulonnage. Pour chaque outil, l'écartement entre les épaulements et la hauteur Z de l'épaulement supérieur par rapport à la surface supérieure des plaques à souder ($Z = 0$ correspondant à la hauteur à laquelle l'épaulement supérieur est en contact avec la surface sans la déformer, une valeur négative de Z signifie que l'épaulement pénètre dans la matière) ainsi que des vitesses de soudage initiales adéquates (avant des variations pour les essais suivants) devaient être ajustés. La **Figure 2.6** est un schéma du profil d'un outil au cours du procédé de BT-FSW à une hauteur $Z = 0$. L'ajustement de ces paramètres permet d'optimiser l'aspect externe des soudures en fonction de la géométrie du *Bobbin-tool*, en limitant les creux ou les surépaisseurs, les éjections latérales de matière et les arrachements à la surface, bien qu'il ne soit pas prouvé que cela permette d'avoir la meilleure soudure interne. Une soudure externe sans défaut apparent devrait toutefois assurer une meilleure résistance de l'assemblage. Il a également fallu déterminer des paramètres d'entrée de l'outil pour optimiser l'entrée dans la matière sur la plus courte distance possible avant d'atteindre les vitesses définies (ces paramètres ne seront pas détaillés). Pour cela, des essais préliminaires ont été réalisés avec chaque outil sur des plaques d'alliage 6061-T6 longues de 500 mm (avec l'outil A) puis de plus courte longueur (200 à 250 mm) de manière à économiser la matière disponible et réduire les temps d'essais, avec des paramètres prédéfinis puis ajustés en fonction des résultats.

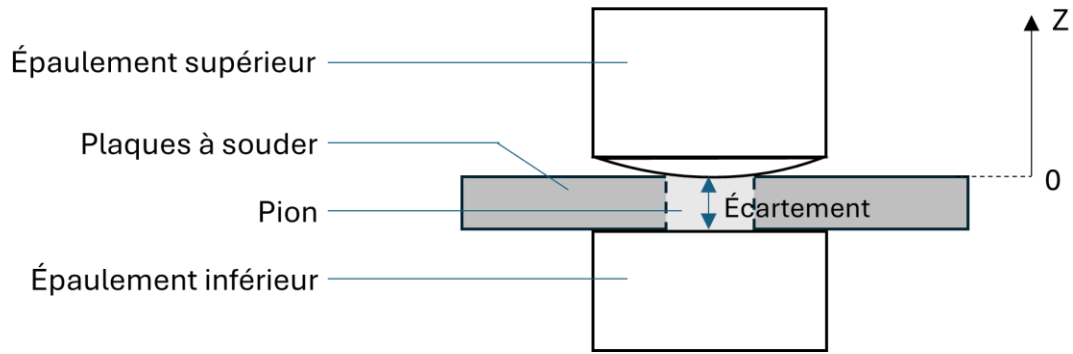


Figure 2.6 Schéma de profil de l'outil au cours du BT-FSW à la position $Z = 0$

Le premier outil testé était l'outil A. Lors des essais préliminaires avec cet outil, les vitesses de rotation et d'avance devaient souvent être ajustées au cours du procédé car celles fixées au début des essais ne permettaient pas à l'outil d'avancer dans la matière sans risquer d'endommager le matériel. Par exemple la vitesse d'avance initialement fixée à 100 mm/min a dû être abaissée à 20 mm/min dans certaines conditions, ou la vitesse de rotation a été augmentée pour chauffer davantage le matériau, comme dans le cas de la soudure présentée sur la **Figure 2.7**. Des discontinuités et des irrégularités de soudures telles que des stries visibles comme sur la **Figure 2.7** ont également été observées, dues à un mouvement non fluide de l'outil, conséquence d'un matériau pas suffisamment ou trop chauffé par le mouvement de l'outil. La hauteur Z a également été réajustée plusieurs fois pour cause de creux trop important sur la surface supérieure, dû à une force axiale excessive, ou de surépaisseur de la soudure sur la surface inférieure.



Figure 2.7 Soudure obtenue après un essai préliminaire de BT-FSW avec l'outil A avec variations des vitesses d'avance (20 à 100 mm/min) et de rotation (600 à 1200 tr/min)

La pénétration de l'outil joue également sur la chaleur générée par la friction dans la matière. L'écartement entre les deux épaulements a aussi été resserré au cours des essais préliminaires, passant de 6 à 5,5 mm, pour tenter d'augmenter l'apport de chaleur, mais la matière n'était plus suffisamment contenue et un effort trop important de l'épaulement inférieur était observé, impliquant de grosses éjections latérales de matières et une séparation des plaques comme visible sur la **Figure 2.8**. L'écartement était également difficilement ajustable puisqu'un nettoyage à la soude caustique était nécessaire pour éliminer les résidus d'aluminium durcis sur le pion et les épaulements, empêchant leur ajustement. Finalement, il n'a jamais été possible de réaliser des soudures à une vitesse supérieure à 100 mm/min, ce qui est lent pour le procédé, et la soudure a toujours au mieux contenu de grosses stries à sa surface. La géométrie de l'outil A a ainsi été estimée comme non adaptée au BT-FSW de plaques d'alliage 6061-T6 des dimensions de celles utilisées et aucun essai réalisé avec cet outil n'a été retenu pour les analyses de caractérisation.



Figure 2.8 Soudure obtenue après un essai préliminaire de BT-FSW avec l'outil A avec un écartement resserré à 5,5 mm

Des essais préliminaires avec les outils B et C ont ensuite été réalisés. Les deux outils se sont avérés beaucoup plus adaptés que l'outil A pour le BT-FSW de plaques d'alliage 6061-T6 utilisées, avec des vitesses initiales de 800 tr/min et 600 mm/min. Pour l'outil B, l'écartement retenu entre les deux épaulements est de 5,5 mm, avec une hauteur de l'épaulement supérieur $Z = -0,5$ mm, et pour l'outil C, l'écartement retenu est de 5 mm pour une hauteur $Z = -0,25$ mm. Puis des essais ont enfin été réalisés avec les deux outils en vue d'analyses de caractérisation, sur des plaques de 500 mm de longueur disposées sur le gabarit de maintien adapté au BT-FSW comme visible sur la **Figure 2.9**.



Figure 2.9 Plaques d'alliage 6061-T6 disposées sur le gabarit pour le BT-FSW, avec maintien des thermocouples

Les plaques ont été serrées de manière uniforme à un couple de $74,6 \text{ N}\cdot\text{m}$ à chaque boulon à l'aide d'une clef dynamométrique pour optimiser leur alignement. Les essais ont été réalisés avec une vitesse de rotation fixée à 800 tr/min et des vitesses d'avance variant de 400 à 900 mm/min , pour étudier l'impact des rapports de la vitesse d'avance sur la vitesse de rotation sur les propriétés des soudures. Le **Tableau 2.3** est un récapitulatif des paramètres retenus. Les essais seront par la suite désignés par leur nom dans ce tableau (T1 à T11).

Tableau 2.3 Essais de BT-FSW d'aluminium 6061-T6 et paramètres retenus pour les analyses

Essais	Outils	Hauteur Z de l'outil (mm)	Écartement entre les épaulements (mm)	Vitesse de rotation (tr/min)	Vitesse d'avance (mm/min)	Rapport vitesses avance/rotation
T1	B	-0,5	5,5	800	400	0,5
T2	B	-0,5	5,5	800	500	0,625
T3	B	-0,5	5,5	800	600	0,75
T4	B	-0,5	5,5	800	700	0,875
T5	B	-0,5	5,5	800	800	1
T6	B	-0,5	5,5	800	900	1,125
T7	C	-0,25	5	800	400	0,5
T8	C	-0,25	5	800	500	0,625
T9	C	-0,25	5	800	600	0,75
T10	C	-0,25	5	800	700	0,875
T11	C	-0,25	5	800	900	1,125

Des mesures de température du matériau en cours de procédé ont également été faites pour chaque essai détaillé dans le **Tableau 2.3** dans le but d'étudier la diffusion de chaleur dans la direction latérale à celle du soudage et l'impact des paramètres dessus. Pour cela, des thermocouples OmegaTM de type K [54] ont été introduits avec une pâte thermique dans la matière (pour minimiser la résistance de contact thermique) au milieu de l'épaisseur des plaques et reliés à un module d'enregistrement OmegaTM X Series pouvant effectuer des mesures de températures à une fréquence de 4 Hz, visible sur la **Figure 2.10** [55]. Seules les mesures effectuées lors du premier essai T1 ont été réalisées avec un autre module pouvant enregistrer les données à une fréquence de seulement 1 Hz.



Figure 2.10 Module OmegaTM X Series de mesure de températures et thermocouples [55]

Pour introduire les thermocouples, des trous de 1 mm de diamètre et 3 mm de profondeur ont préalablement été percés dans les plaques au milieu de leur longueur (250 mm des bords courts), à 3 et 8 mm de distance du bord de l'épaulement supérieur du côté avance (thermocouples nommés H1 et H2), et à 3 mm de distance du côté recul (H3). Les thermocouples ne pouvaient en effet pas être placés trop proches du bord de l'épaulement supérieur au risque d'endommager le matériel. La **Figure 2.11** est un schéma de disposition des thermocouples dans la matière lors du procédé. Cependant, les deux outils B et C n'ayant pas le même diamètre d'épaulement supérieur, les thermocouples n'ont ainsi pas été placés à la même distance du centre de la soudure et de l'interface entre les deux plaques. Ils ont ainsi été placés à 15,5 et 20,5 mm du centre pour l'outil B et à 13 et 18 mm du centre pour l'outil C.

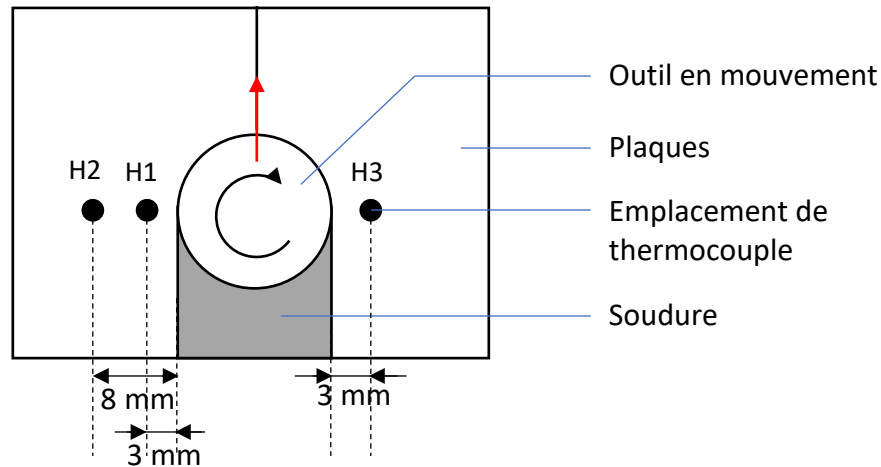


Figure 2.11 Schéma de disposition des thermocouples lors du procédé de BT-FSW pour les mesures de température dans la matière

Les fils des thermocouples introduits dans la matière sont maintenus sur la surface avec des plaques fines métalliques, comme visible sur la **Figure 2.9**. Les données enregistrées par le module ont ensuite été extraites à l'aide du logiciel OM-CP Data Logger et la température maximale atteinte par chaque thermocouple, correspondant logiquement à l'instant où l'outil passe au centre de la longueur des plaques, a été retenue pour étudier la diffusion thermique. Dans le cas des essais réalisés avec l'outil C, un quatrième thermocouple H4 (invisible sur la **Figure 2.11**) introduit dans l'épaulement supérieur et relié directement à la machine de soudage a également été utilisé pour mesurer les températures au niveau de la soudure pendant le procédé à une fréquence de 60 Hz et les enregistrer avec les données des essais. Pour chaque essai, une température moyenne mesurée par H4 a donc été retenue. Ces mesures comprennent toutefois une incertitude liée au fait que le thermocouple n'est pas directement en contact avec la soudure et que la distance n'est pas précise. L'outil B en revanche ne comprenait pas de cavité où introduire un thermocouple H4, il n'a par conséquent pas été possible de mesurer la température au niveau de la surface de soudure lors des essais avec cet outil.

Pour les analyses de caractérisation, les échantillons ont été prélevés sur les soudures à au moins 5 cm des bords courts des plaques soudées selon la norme AWS-D17.3 relative aux essais destructifs menés sur des soudures par FSW bout-à-bout de plaques métalliques de sections rectangulaires [56].

2.2. Analyses des soudures

Pour caractériser les soudures réalisées et avec différents paramètres, plusieurs techniques d'analyse de caractérisation ont été appliquées, notamment pour observer la microstructure dans les différentes zones de soudure et pour les analyses mécaniques qui seront déterminantes pour qualifier leur résistance. Les méthodes étudiées dans la revue de littérature présentées au **Chapitre 1** ont été appliquées. Ces analyses ont également été réalisées sur des échantillons du métal de base 6061-T6 pour les comparaisons et pour qualifier relativement à l'alliage les soudures.

2.2.1. Microscopie et macroscopie optique

Les analyses par microscopie et macroscopie optique des sections de soudure permettent de différencier les zones de soudure et d'avoir un premier aperçu de la microstructure des échantillons. Les images obtenues permettent de mesurer les largeurs des zones de soudure en fonction des paramètres, ainsi que les tailles moyennes des grains lorsque ceux-ci apparaissent distinctement, notamment dans la ZATM et la ZAT des soudures et dans l'alliage de base 6061-T6. La microscopie et la macroscopie optique se sont en effet avérées être la meilleure technique d'observation des grains dans ces zones, les grains

étant de beaucoup plus grande taille que dans la ZM, nécessitant ainsi une moins grande netteté et focalisation d'image, et parce que ces grandes tailles de grains ne permettent pas d'en obtenir des images exploitables par EBSD.

La préparation des échantillons pour la microscopie et la macroscopie optiques a été inspirée de la norme ASTM-E3 relative à la préparation d'échantillons métallographiques [57]. Pour cela des sections transversales de soudure ont été découpées à partir des plaques assemblées, de 5 à 6 cm de longueur et 1,5 cm de largeur. Les sections ont ensuite été enrobées dans une résine isolante à base d'acrylique, pour obtenir des pièces comme sur la **Figure 2.12** permettant le polissage des surfaces pour les observer. Pour cela, les échantillons de soudure ont été disposés dans des moules face contre le fond, avec deux à trois sections dans un même moule. Puis la résine liquide a été versée dans les moules et les échantillons ont ensuite été laissés au repos pendant environ dix minutes le temps que l'acrylique durcisse. Les échantillons enrobés ont ensuite été démoulés.



Figure 2.12 Pièce d'enrobage de sections de soudure par BT-FSW dans une en résine acrylique pour des observations par micro ou macroscopie optique

L'étape suivante est le ponçage des surfaces de soudure avec la polisseuse visible sur la **Figure 2.13** [58] et du papier abrasif déposé sur la plaque rotative de la polisseuse, pour aplanir les surfaces et affiner les rayures. Les échantillons enrobés ont ainsi été disposés dans un support sur lequel est appliquée une force centrale répartie entre trois pièces, visible sur la **Figure 2.14**. Puis les sections de soudure ont été poncées en quatre étapes avec du papier 120, 240, 400 et 600 GRIT. À chaque étape, une force centrale de 60N a été appliquée au support tournant à une vitesse de 120 tr/min comme le papier abrasif tournant dans le sens contraire, pendant une minute à une minute et demie. Les étapes pouvaient être répétées si la surface des soudures n'était pas uniforme.



Figure 2.13 Polisseuse Struers [58]



Figure 2.14 Support de maintien avec application de force centrale répartie aux pièces d'échantillons enrobés pour le ponçage et le polissage

Les échantillons ont ensuite été polis sur des surfaces semblables à celles illustrées à la **Figure 2.15** disposées sur la plaque rotative de la polisseuse, toujours avec le même support de maintien, avec des solutions de diamants en suspension de 6 et 1 μm . Pour ces deux premières étapes, une force centrale de 60N a été appliquée au support tournant à 150 tr/min comme la plaque rotative en sens contraire pendant cinq minutes. L'étape finale de polissage s'est faite avec de la silice colloïdale, avec une force centrale de 60N appliquée au support tournant à 120 tr/min comme la plaque rotative, cette fois-ci dans le même sens, pendant dix minutes. Les étapes de polissage ont été plus ou moins répétées, la qualité de la surface des soudures étant très importante pour optimiser les images microscopiques ou macroscopiques. Les surfaces polies doivent être réfléchissantes comme un miroir et parfaitement planes.



Figure 2.15 Surface de polissage des sections de soudure

Puis une attaque chimique des surfaces de soudure polies était nécessaire pour faire apparaître les grains avec des contrastes de couleur sous lumière polarisée et distinguer les zones de soudure. Cette étape a été très difficile à élaborer pour obtenir les images les plus qualitatives possibles avec une bonne visibilité et netteté des joints de grains, avec différentes solutions et différentes durées d'attaque. La méthode ayant été retenue est une attaque électro-chimique des échantillons avec une solution de Barker (3%vol. HBF_4 + eau) et un courant électrique circulant dans la solution et l'échantillon de 40V de tension pendant trente secondes dans le cas des échantillons d'alliage de base 6061-T6, et de 39V de tension pendant trois minutes dans le cas des échantillons de soudure par BT-FSW. L'attaque électro-chimique permet en effet de visualiser des grains de différentes colorimétries sous lumière polarisée. Cette méthode d'attaque chimique peut être utilisée pour observer les grains de la microstructure des alliages de la série 6xxx d'après la norme ASTM-E407 [59]. Pour cela, des trous ont été forés dans les pièces de résine, un pour chaque échantillon de soudure sur la face opposée aux surfaces polies, de manière à y introduire une vis jusqu'à ce qu'elle soit

en contact avec l'échantillon. Cette vis est reliée au pôle positif d'un générateur électrique, tandis qu'un bâton de graphite trempé dans la solution de Barker est relié au pôle négatif. Le montage avant mise en route du générateur et trempage des surfaces de soudure est représenté sur la **Figure 2.16**. Ainsi, lorsque la surface est trempée dans la solution, le courant électrique peut circuler à l'intérieur. Les autres surfaces de soudure apparentes enrobées dans une même pièce de résine devaient cependant être recouvertes de ruban adhésif pour les isoler du courant électrique pour empêcher ce dernier de circuler à l'intérieur, l'électro-attaque chimique ne pouvant être appliquée qu'à une surface à la fois.



Figure 2.16 Montage et circuit électrique pour l'électro-attaque chimique des sections de soudure

Après avoir été attaquées, les surfaces de soudure ont été observées au microscope optique LEICA DMLM visible sur la **Figure 2.17** [60] avec des grossissements de 40X à 200X sous lumière polarisée pour vérifier la bonne visibilité des grains après l'attaque, les caractériser et distinguer les zones de soudure. Les images microscopiques ont pu être exploitées et enregistrées avec le matériel et le logiciel Clemex relié au microscope [61]. Les échantillons devaient être polis puis attaqués à nouveau lorsque les images microscopiques n'étaient pas suffisamment bonnes pour caractériser les grains. Cependant, les images avec un grossissement de 40X ne permettaient pas d'observer l'ensemble des zones de soudure, le matériel à disposition ne permettant que des images de plus faibles grossissements pour obtenir des images plus larges des sections de soudure. Le grossissement était toutefois idéal pour caractériser les grains dans les ZAT, ces grains étant beaucoup plus larges que dans la ZM. Les ZATM n'ont pas été considérées dans une première approche et ont été négligées pour les caractérisations. La microscopie optique a en revanche permis d'exploiter les grains dans l'alliage de base 6061-T6, avec un grossissement de 200X.



Figure 2.17 Microscope optique Leica équipé du matériel d'analyse Clemex [60, 61]

Comme évoqué précédemment, les analyses EBSD ont été préférées pour caractériser les grains des ZM. Les diamètres moyens des grains dans les ZAT des sections de soudure et l'alliage de base ont été calculés à partir des images micro et macroscopiques par la méthode d'interception linéaire de la norme ASTM E112-13, pour des grains non-équiaxiaux dans les directions transversale et longitudinale à la direction d'extrusion de l'alliage, la direction planaire n'ayant pas été observée [62].

2.2.2. Analyses EBSD

Les analyses EBSD résultent à une cartographie des grains et joints de grains dans une zone à la surface des sections de soudure par une mesure point par point des orientations cristallographiques, avec une plus grande précision que la microscopie optique à de forts grossissements, surtout dans les zones telles que les ZM où les grains sont de très petite taille. Cependant, ces analyses s'effectuant sur des zones de taille restreinte, elles n'ont pas pu être utilisées pour caractériser les grands grains obtenus dans les ZAT.

De la même manière que pour les échantillons observés par micro et macroscopie optique, des sections de soudure transversales ont été prélevées des assemblages réalisés après les essais de soudage, mais de seulement 2 cm de long et 1,5 cm de large. L'analyse EBSD nécessitant aux échantillons une résine conductrice, les sections ont cette fois-ci été enrobées dans une résine à base de graphite à l'aide d'une machine d'enrobage Struers LaboPress visible sur la **Figure 2.18** [63], pour obtenir des pièces rondes comme sur la **Figure 2.19**. Pour cela, la résine appliquée autour des échantillons de soudure a été chauffée

à 180 °C sous pression pendant sept minutes, puis refroidie à l'eau sous pression pendant la même durée.



Figure 2.18 Machine d'enrobage de surfaces métalliques Struers LaboPress [63]



Figure 2.19 Pièce d'enrobage de surfaces de sections de soudure dans une résine de graphite pour des analyses EBSD

Les échantillons ont ensuite été poncés avec une polisseuse d'après la norme ASTM-E3, cette fois-ci avec une force individuelle de 10N appliquée à chacune des pièces maintenues avec le support visible sur la **Figure 2.20**, avec des papiers abrasifs de 120, 240, 400 et 600 GRIT [57]. Pour chaque étape, le ponçage a duré d'une minute à une minute et demie avec une vitesse de rotation du support et de la plaque rotative de 120 tr/min en sens contraire, avec répétitions des étapes au besoin, jusqu'à obtenir des surfaces planes uniformes avec de très fines rayures. Puis les surfaces ont été polies deux fois avec des solutions de diamants en suspension de 6 μm avec une force de 10N appliquée à chaque pièce pendant cinq minutes à une vitesse de rotation du support et de la plaque rotative de 150 tr/min en sens contraire, puis deux fois avec des solutions de diamants en suspension de 3 μm et les mêmes paramètres. Enfin, le polissage final avec de la silice colloïdale a été appliqué avec la même force pendant dix minutes et à une vitesse de rotation du support et de la plaque rotative de 120 tr/min dans le même sens. De la même manière que pour les échantillons observés par micro et macroscopie optique, les étapes de polissage ont été répétées au besoin, les surfaces devant être parfaitement planes et réfléchissantes.

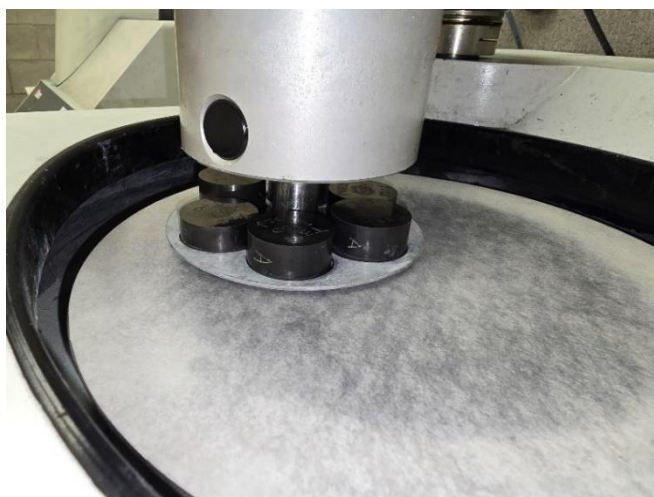


Figure 2.20 Support de maintien pour application d'une force individuelle à six pièces d'échantillons enrobés pour le ponçage et le polissage

Les échantillons ont ensuite été soumis à l'analyse EBSD avec le microscope électronique à balayage (MEB) JEOL JSM-6480LV [64] disponible au CURAL à l'UQAC, visible sur la **Figure 2.21**. L'instrument est en effet équipé d'un détecteur d'orientation cristallographique de marque Oxford Instruments permettant d'obtenir les images des grains dans une zone de la surface définie, grâce à un faisceau d'électrons orienté à 70° par rapport à la surface de l'échantillon et dispersé dans un très petit volume de la matière [65, 66]. Pour cela, les ZM des échantillons ont été repérées et les analyses ont été concentrées sur cette zone, avec des analyses d'orientation cristallographique par points espacés de $0,8\ \mu\text{m}$ sur une surface rectangulaire de 200×130 points, permettant d'obtenir une image exploitable des grains de la ZM avec une bonne résolution. Cette surface était en effet suffisante pour observer les grains fins dans les ZM et calculer leur taille moyenne à partir des images, récupérées à partir du logiciel Tango Maps, selon la méthode planimétrique de la norme ASTM E112-13 pour des grains équiaxiaux [62]. Le logiciel permet d'obtenir plusieurs types d'images de différentes colorimétries, en fonction de l'orientation cristallographiques ou du degré de cristallinité des grains. Les images de ce dernier type ont été choisies, étant les plus classiques pour visualiser les grains et les caractériser dans les ZM. La cristallinité des surfaces de soudure devait être suffisamment bonne pour obtenir des analyses EBSD adéquates avec les électrons satisfaisant la loi de Bragg, sans quoi le polissage devait être réappliqué [65, 67]. L'analyse EBSD complète ainsi l'analyse par micro et macroscopie optique pour caractériser les tailles de grains dans les zones de soudure et déterminer l'impact des paramètres de soudage dessus.



Figure 2.21 Microscope électronique à balayage JEOL JSM-6480LV, équipé d'instruments d'analyse EBSD [64, 66]

2.2.3. Analyses par microscopie électronique à transmission

Des analyses ont été faites par microscopie électronique à transmission (MET) pour obtenir des images nettes et précises des échantillons de soudure et du métal de base à de très forts grossissements (25 à 50 000X), les images observées par MEB à de tels grossissements étant inexploitable. Cela est nécessaire pour pouvoir observer et caractériser dans l'alliage de base 6061-T6 et dans les zones de soudure les précipitations, ces dernières étant un facteur majeur de durcissement structural des alliages Al-Mg-Si [29, 42, 68]. Les analyses par MET permettent également d'observer les dislocations dans les zones de soudure.

Les échantillons de MET ont été préparés à partir de petits morceaux de 3 mm de diamètre (voir **Figure 2.22**) prélevés par poinçonnage dans de fines tranches, d'une épaisseur d'environ 200 μm , découpées dans le métal. Ainsi, pour ces analyses, des tranches ont été découpées dans la direction transversale à la direction d'extrusion pour l'alliage de base 6061-T6 et dans la direction longitudinale à celle de soudage pour les zones de soudure (ZM et ZAT) pour caractériser les précipitations relativement à l'alliage de base et déterminer l'impact des paramètres de soudage dessus.



Figure 2.22 Échantillons de soudure pour des analyses par microscopie électronique à transmission

Les échantillons ont ensuite été collés sur un petit support cylindrique comme visible sur la **Figure 2.23**. Ce petit support a ensuite été placé dans un gabarit de polissage visible sur la **Figure 2.24**, équipé d'un ajusteur d'épaisseur permettant de régler l'épaisseur approximative à enlever par polissage des échantillons. Ainsi, les deux faces de ces derniers ont été polies consécutivement avec des solutions de particules diamantées en suspension de 6 et 1 μm , avec ajustement approximatif de l'épaisseur à éliminer de manière à obtenir de fins échantillons d'une épaisseur entre 40 et 60 μm .



Figure 2.23 Échantillons pour analyses par MET collés sur le support pour polissage



Figure 2.24 Gabarit de polissage des échantillons pour analyses par MET équipé d'un ajusteur d'épaisseur

Enfin, pour pouvoir être observés par MET, les échantillons polis ont chacun été soumis à une corrosion par électro-polissage dans une solution de 30%vol de HNO_3 et de méthanol à des températures variant de -30 à -20°C sous une tension de 25V. Cette température est essentielle pour éviter l'oxydation des surfaces à observer par MET. Ces corrosions ont été réalisées avec une cuve de la marque Fischione Instruments visible sur la **Figure 2.25** contenant la solution et refroidie à l'azote liquide [69].



Figure 2.25 Cuve de corrosion par électro-polissage
Fischione Instruments [69]

Les échantillons ont été l'un après l'autre placés dans un support puis placés dans la cuve. Cette dernière a ensuite été mise sous tension jusqu'à apparition d'un petit trou au milieu de l'échantillon (visible sur la **Figure 2.26**). Il était important d'arrêter rapidement la tension électrique dès qu'un petit trou était visible pour éviter que celui-ci devienne trop large et réduise la surface d'observation. C'est en effet la surface très fine (moins de 200 nm) au bord du trou, permettant la transmission des faisceaux d'électrons, qui est analysée par MET.

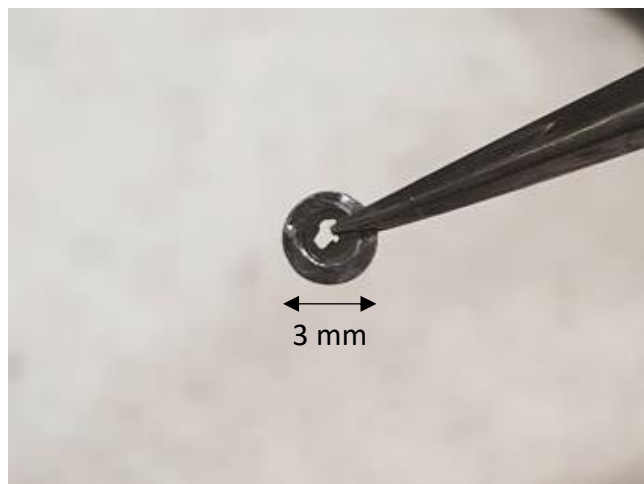


Figure 2.26 Échantillon pour analyse par MET après corrosion par électro-polissage

Une fois que les échantillons sont préparés, ils sont conservés sous vide jusqu'à être analysés par MET. Pour cela, les échantillons ont été les uns après les autres installés dans le microscope électronique à transmission JEOL JEM-2100 disponible au CURAL, visible sur la **Figure 2.27** [70]. Puis les observations ont été réalisées sur les surfaces au bord du trou. Cependant, la bonne direction cristallographique devait être identifiée avec les plans de diffraction en fonction de ce qui était recherché.



Figure 2.27 Microscope électronique à transmission JEOL JEM-2100 [70]

Les images pour la caractérisation des précipitations ont en effet été acquises dans la direction cristallographique $\langle 001 \rangle$, tandis que celles pour la caractérisation des dislocations ont été acquises dans la direction $\langle 011 \rangle$, dans le cas d'une structure cubique face centrée comme celle de l'alliage 6061-T6 [29, 43, 44]. Les précipités ont été observés avec les images en champ lumineux produites par les faisceaux d'électrons, et leur longueur moyenne a été mesurée pour chaque zone de soudure analysée dans les directions (100) et (010) et la section moyenne des précipités orientés dans la direction (001) a été mesurée. Enfin, l'équation permettant de définir la densité volumique de précipitation s'écrit ainsi :

$$\rho = \frac{3N}{A(e+\lambda)} \quad (2.1)$$

où N , A , e et λ sont respectivement le nombre de précipités dans la direction $\langle 001 \rangle$, l'aire mesurée des précipités, l'épaisseur de l'échantillon observé et la longueur moyenne des précipités [29, 44]. Les mesures des dimensions et le comptage des précipités pour le calcul de la densité ont été réalisés avec le logiciel ImageJ. L'épaisseur des surfaces observées est déterminée par diffraction de faisceau convergent d'électrons. Les dislocations sont également observées avec les images en champ lumineux afin de déterminer leur densité surfacique.

Les précipitations de zones malaxées et zones affectées thermiquement de seulement quelques soudures ont été caractérisées par MET pour déterminer l'impact des paramètres de soudage dessus. La préparation des échantillons était en effet très complexe et le délai et la disponibilité des équipements étaient restreints. Ces précipitations ont été comparées avec celles de l'alliage de base 6061-T6 également analysé. Les dislocations formées par le

procédé ont été observées dans les zones malaxées pour déterminer l'impact des paramètres sur leur concentration. En revanche, les plans de direction cristallographique $\langle 011 \rangle$ de l'alliage de base et des ZAT n'ont pas été analysés en considérant qu'aucune dislocation n'est présente. L'alliage 6061-T6 a en effet été traité à haute température, éliminant les dislocations formées par extrusion dans la microstructure, et la ZAT n'a pas été affectée mécaniquement [48, 49].

2.2.4. Analyses DSC

La caractérisation des précipités se formant dans les zones de soudure passe également par l'analyse calorimétrique différentielle (DSC). Cette technique permet de tracer une courbe d'enthalpie d'un échantillon de matériau lors de son échauffement, puis d'identifier les phases formées dans le matériau en fonction des températures de réactions enthalpiques lors de l'échauffement et la proportion relative des phases présentes dans la microstructure par mesure des aires des pics exothermiques des courbes d'enthalpie relatifs aux précipitations de phase. La proportion relative d'une phase dans un échantillon par rapport à un échantillon de référence comportant la même phase correspond au rapport des aires sous les pics relatifs à cette phase de la courbe enthalpique de la référence et de celle de l'échantillon étudié. Cependant, les réactions enthalpiques qui se produisent lors du procédé d'analyse dans les échantillons de zone de soudure sont complémentaires à celles qui se sont produites lors du procédé de BT-FSW. Ainsi, on considère que plus le pic de réaction exothermique est important, plus les précipitations ont été importantes lors de l'analyse DSC et donc moins ces phases étaient présentes dans l'échantillon soudé ou dans l'alliage de base [28]. La température de réaction exothermique et la largeur des pics exothermiques

donnent également une indication sur la vitesse de précipitation et donc plus elle est élevée, plus la précipitation est retardée et donc plus la taille des précipités est faible [18, 71]. La taille relative des précipités ne peut toutefois pas être déterminée avec les courbes enthalpiques pour comparer entre toutes les zones de soudure analysées. Ce procédé d'analyse complète ainsi celui par MET pour caractériser et comparer les précipitations dans l'ensemble des échantillons de zones de soudure, notamment leur densité.

Les échantillons d'analyse DSC sont de petits morceaux de 3 à 4 mm de diamètre comme visible sur la **Figure 2.28**, prélevés à partir de fines tranches d'environ 800 μm d'épaisseur découpées dans le métal. Ainsi, des tranches ont été découpées dans la direction transversale à celle d'extrusion dans le cas de l'alliage de base 6061-T6 et dans la direction longitudinale à celle de soudage dans le cas des zones de soudure (ZM et ZAT côté Avance), puis perforées pour ce procédé d'analyse. Chaque échantillon a ensuite été poncé avec du papier abrasif 240 GRIT, puis nettoyé dans un bain à ultrasons pendant quinze minutes. Après cela, les échantillons ont été pesés avec une balance et devaient peser entre 10 et 20 mg. La masse de chaque échantillon devait être retenue.

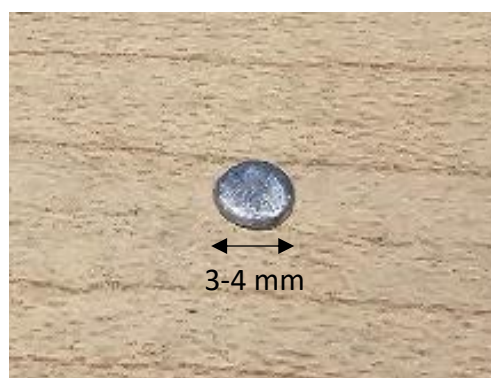


Figure 2.28 Échantillon de soudure pour analyse DSC

Ensuite, chaque échantillon a été soumis à l'analyse DSC, avec la machine METTLER TOLEDO DSC3 StarSystem disponible au CURAL visible sur la [Figure 2.29 \[72\]](#). Dans la machine, les échantillons ont été chauffés sous argon de 25 à 700°C à une vitesse d'échauffement lente de 10°C/min, l'analyse enthalpique s'étant déroulée lors de cet échauffement. Ils ont ensuite été maintenus à 700°C pendant une minute puis refroidis de 700 à 25°C à une vitesse de refroidissement rapide de -100°C/min. Au cours du procédé d'échauffement, la machine a mesuré l'enthalpie et tracé la courbe d'analyse, extractible avec le logiciel METTLER TOLEDO relié à la machine. Les réactions exothermiques visibles sur la courbe finale correspondent aux précipitations de phase, tandis que les réactions endothermiques correspondent aux dissolutions. Ces réactions à des températures spécifiques permettent d'identifier les phases précipitant lors de l'analyse DSC qui composent l'échantillon. Les courbes ont été exportées sur un tableur pour leur exploitation. La proportion relative des phases précipitées a été déterminée en comparant les aires sous les pics exothermiques relatifs aux précipitations de ces phases pour chaque échantillon en calculant l'intégrale de la température de début à celle de fin de réaction exothermique, en considérant la pente de la courbe. La proportion réelle a ensuite pu être déterminée à partir des proportions relatives et des proportions calculées à partir des images par MET d'échantillons de référence.



Figure 2.29 Machine d'analyse METTLER TOLEDO DSC3 StarSystem [72]

Toutes les zones de soudures réalisées et le métal de base 6061-T6 ont été soumis à l'analyse DSC pour caractériser les précipitations et déterminer l'impact des paramètres de soudage dessus, le métal de base servant d'échantillon de référence pour déterminer les proportions relatives de phases. Les analyses par MET et par DSC se complètent donc pour la caractérisation des précipités. Celle par MET permet d'observer directement les précipités pour caractériser leurs dimensions et leur proportion, mais la préparation des échantillons est beaucoup plus complexe. Celle par DSC permet d'identifier les phases précipitées et leur proportion relative par comparaison et la préparation des échantillons est relativement simple, mais elle ne permet pas de déterminer une proportion réelle de référence ni les dimensions des précipités.

2.2.5. Mesures de microdureté

Pour repérer les zones de soudure et caractériser l'impact des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques de l'assemblage, des mesures de microdureté sur des sections transversales de soudure ont été réalisées, la microstructure hétérogène impliquant des propriétés mécaniques différentes dans les différentes zones de soudure. Ces mesures permettent également de déterminer une largeur approximative des zones, qui peut également varier en fonction des paramètres de soudage.

Les mêmes échantillons enrobés que pour les observations par micro et macroscopie optique ont été utilisés pour les mesures de microdureté, avec la résine à base d'acrylique permettant une bonne longueur de section de soudure enrobée (voir [Figure 2.12](#)). Le même procédé de polissage est également appliqué ou réappliqué après les observations au microscope, une surface polie réfléchissante étant nécessaire pour les essais de microdureté. Les mesures ont été faites par la méthode de Vickers (HV) selon la norme ASTM-E92 avec la machine de la marque Nextgen prévue à cet effet au CURAL, visible sur la [Figure 2.30](#) [\[73, 74\]](#).



Figure 2.30 Machine de mesure de microdureté Vickers NextGen [74]

Des charges d'indentations de 25g pendant vingt secondes par points espacés d'un millimètre ont été appliquées sur une ligne le long de la largeur des sections au centre de l'épaisseur, comme schématisée sur la **Figure 2.31**, allant de 20 à 25 mm du centre de la soudure du côté Avance jusqu'à la même distance du côté Recul. Cette distance de mesure a été estimée suffisante pour couvrir la largeur de toutes les zones de soudure jusqu'au métal de base. Les empreintes des indentations ont été mesurées à l'aide du microscope intégré à la machine et du logiciel relié pour assigner à chacune d'elle une valeur de dureté HV calculée. Les valeurs de dureté HV mesurées ont été comparées avec celles des essais appliqués sur l'alliage de base 6061-T6, la dureté de ce dernier étant théoriquement homogène. Les mesures de dureté des zones de soudures ont été comparées avec les duretés calculées par simulations mathématiques afin de valider ces dernières dans le but d'établir le modèle prédictif.

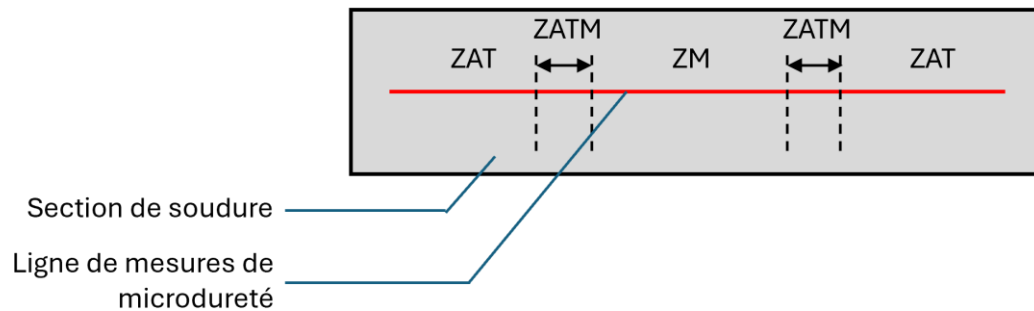


Figure 2.31 Schéma de mesure de microdureté Vickers le long des sections de soudure

2.2.6. Essais de traction avec analyses DIC

Les essais de traction sont les essais ultimes pour caractériser la résistance des soudures par BT-FSW qui sera estimée à partir des résultats des analyses de microstructure. L'impact des paramètres de soudage a ainsi été déterminé sur les résistances à la traction des soudures. Ces essais permettent également de déterminer le coefficient de soudure par comparaison avec la résistance de l'alliage de base 6061-T6. Ils sont également complétés par une analyse par corrélation d'images (DIC) permettant d'étudier les déformations locales de la surface latérale des éprouvettes pour distinguer les zones de soudure dont la déformation est hétérogène et caractériser indépendamment leur résistance [75, 76]. Les données obtenues ont ensuite permis d'établir une corrélation avec la dureté des zones de soudure et plus largement avec les caractéristiques de la microstructure.

Des éprouvettes de traction ont été usinées par un technicien de travaux pratiques de l'UQAC dans les plaques soudées par BT-FSW à des zones périphériques à droite et à gauche du centre de la longueur des plaques soudées selon la norme AWS-D17.3, dans la direction transversale à celle des soudures [56]. Dans le cas de l'alliage de base, également soumis aux

essais pour des comparaisons et détermination de coefficients de soudure, les éprouvettes ont été usinées dans la direction transversale à celle d'extrusion. Les dimensions des éprouvettes ont été définies selon la norme ASTM-E8 [77]. Les dimensions des éprouvettes de soudures par BT-FSW sont les standards de la norme, comme sur la **Figure 2.32**, avec une jauge longue de 50 mm et large de 12,5 mm et la section de soudure au centre. Les éprouvettes d'alliage de base respectent quant à elles les sous-dimensions de la norme, avec une jauge longue de 25 mm et large de 6 mm [77]. Les éprouvettes de soudures ont été peintes sur leur tranche latérale d'une peinture blanche, avec ajout d'une peinture noire de façon à obtenir une grande densité de petits points noirs répartis uniformément sur un fond blanc comme sur la **Figure 2.33**, pour appliquer les analyses DIC lors du procédé. Ces analyses permettent en effet de connaître les taux de déformation en chaque point de la surface latérale, distingué par un petit point noir ou blanc, permettant de caractériser plus précisément les déformations des zones de soudure par BT-FSW, celle-ci étant hétérogène, en fonction du déplacement relatif de chaque point au cours de l'essai de traction [75]. Les analyses DIC n'ont cependant pas été nécessaires dans le cas des éprouvettes d'alliage de base, celui-ci étant supposé homogène, d'où le sous-dimensionnement des éprouvettes.

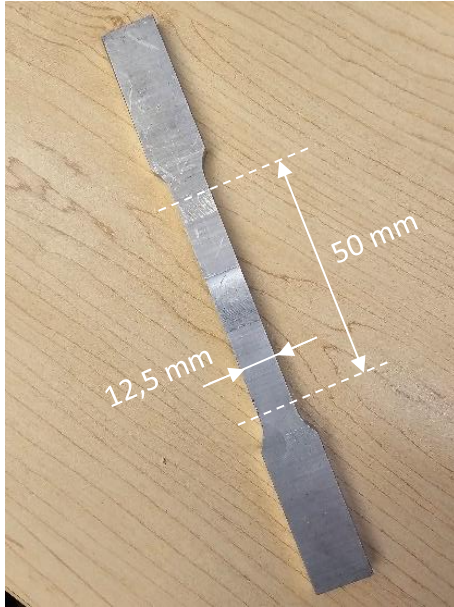


Figure 2.32 Éprouvette de soudure pour les essais de traction



Figure 2.33 Tranches peintes des éprouvettes de traction pour les essais avec analyse DIC

Les essais de traction ont été réalisés avec la presse hydraulique d'essais de traction et de fatigue INSTRON[®] 8801 disponible au CURAL et visible sur la **Figure 2.34**, avec une vitesse de déplacement de 2 mm/min selon les standards de la norme ASTM-E8 [77, 78]. La partie inférieure de l'éprouvette a été encastrée dans le mors inférieur de la machine tandis que la partie supérieure a été étirée par le mors supérieur. Les données et les courbes de traction de chaque essai ont été enregistrées par un logiciel relié à la presse pour déterminer la résistance ultime à la traction des soudures analysées. Pendant les essais de traction, une caméra visible sur la **Figure 2.35** montée sur un trépied a été disposée en face de la surface latérale peinte de chaque éprouvette, avec l'objectif visible sur la **Figure 2.36** à une distance adéquate (environ 15 cm dans le cas présent) pour capturer des images à une fréquence de 1 Hz pendant la durée du procédé. Les images enregistrées de chaque essai ont ensuite été importées dans le logiciel GOM Correlate pour l'analyse de séquences de mouvements dynamiques et du processus de déformation de la surface de la tranche de l'éprouvette en

fonction du déplacement relatif de chaque point, afin de réaliser l'analyse par corrélation d'images (DIC) des surfaces latérales des éprouvettes et la caractérisation des déformations des zones de soudure. Les courbes de traction obtenues seront comparées à celles obtenues après simulation des essais de traction des soudures par BT-FSW par modélisation numérique par la méthode des éléments finis afin de valider cette modélisation dans le but d'établir le modèle prédictif du procédé [79].



Figure 2.34 Presse de traction hydraulique Instron® 8801 [78]



Figure 2.35 Caméra de prise d'images pour l'analyse par DIC posée sur son trépied



Figure 2.36 Objectif de la caméra de prise d'images pour l'analyse par DIC

2.3. Simulations mathématiques de durcissement

Pour établir une première corrélation entre la microstructure et les propriétés mécaniques des soudures et des zones de soudure, des formules mathématiques ont été utilisées pour initier un modèle numérique du BT-FSW simulant la résistance de la soudure en fonction des paramètres de soudage. Ces formules sont des simulations du durcissement de la microstructure des échantillons soudés calculant la variation de la dureté ou de la limite d'élasticité du matériau en tenant compte des facteurs de durcissement que sont les précipités, les joints de grains, les dislocations et les solutions solides. Cependant ces simulations prennent en compte les caractérisations de la microstructure réalisées sur les zones de chaque soudure pour calculer le durcissement en fonction des résultats. Il ne s'agit donc pas d'une simulation complète du procédé de soudage et de la microstructure mais d'une première étape

validant la fiabilité des simulations mathématiques de durcissement par comparaison avec les données expérimentales de dureté et de résistance à la traction. Ces simulations ont ensuite été développées pour élaborer une modélisation complète du procédé.

Le durcissement impliqué par les dislocations $\Delta\sigma_{dislo}$ a été calculé avec l'équation (1.3) à partir des résultats des caractérisations par MET permettant de déterminer la densité surfacique ρ des dislocations, uniquement dans le cas des ZM. Le durcissement impliqué par des précipitations $\Delta\sigma_{prec}$ a été calculé avec l'équation (1.4) dans le cas de précipités non cisailables, ou avec l'équation (1.5) dans le cas de précipités cisailables à partir des résultats des caractérisations par MET et DSC permettant de déterminer la densité volumique N et le rayon r des précipités. Concernant les précipités aciculaires, leur rayon moyen r est estimé avec l'équation suivante :

$$r = \left(\frac{3 \cdot A \cdot \lambda}{4\pi} \right)^{1/3} \quad (2.2)$$

avec A la section moyenne et λ la longueur moyenne des précipités [44]. Le durcissement impliqué par les solutions solides $\Delta\sigma_{SS}$ a été calculé avec l'équation (1.6). Pour cela, seuls les deux principaux éléments d'alliage Mg et Si ont été considérés en reprenant les concentrations théoriques de l'alliage 6061-T6 affichées dans le **Tableau 2.1** pour toutes les soudures et zones de soudure. Le durcissement impliqué par les joints de grains ΔHV_{GB} a été calculé avec l'équation (1.7) à partir des résultats des caractérisations par microscopie optique pour les ZAT et par EBSD pour les ZM, permettant de déterminer le diamètre moyen D des grains. Ainsi, la dureté totale théorique à partir des analyses de microstructure a pu

être calculée pour chaque zone de soudure en additionnant les contributions de chaque facteur à la dureté théorique d'une matrice d'aluminium en reprenant l'équation (1.2) et en assumant que la variation de limite élastique est reliée à celle de dureté HV avec la relation $\Delta\sigma_y = 3 \times \Delta HV$ [29, 42]. Ces calculs peuvent également être effectués pour les analyses réalisées sur l'alliage de base 6061-T6 et comparées avec les mesures de dureté pour valider la fiabilité des simulations mathématiques.

Le **Tableau 2.4** représente les données théoriques caractéristiques de l'alliage 6061-T6, de structure cubique à face centrée, à prendre en compte pour le calcul du durcissement structural par simulation mathématique avec les équations (1.3) à (1.7) [29, 42 - 44]. Des incertitudes portent cependant sur la valeur du facteur de Taylor M qui varie entre 2 et 3,06 selon les sources [29, 42 - 44]. La valeur $M = 2$ a été retenue pour ces simulations car elle a permis d'obtenir des résultats de simulations plus cohérents dans le cas de l'alliage 6061-T6 et des soudures par BT-FSW. Les résultats de ces simulations mathématiques ont été comparés avec les mêmes résultats des simulations des essais de traction des soudures par BT-FSW que ceux comparés avec les essais de traction expérimentaux.

Tableau 2.4 Caractéristiques de l'alliage 6061-T6 à considérer pour la simulation mathématique du durcissement structural [29, 42 - 44]

Propriétés	Notations	Valeurs
Dureté HV de la matrice d'aluminium	HV_{Al}	12 HV
Module d'élasticité	E	68,9 GPa
Module de cisaillement	G	26,9 GPa
Facteur de Taylor	M	2
Constante de durcissement par des dislocations	α	0,3
Constante de durcissement par des précipités	β	0,28
Vecteur de Burgers (norme)	b	0,29 nm
Rayon critique	r_c	5 nm
Facteur de mise à l'échelle de soluté Mg	k_{Mg}	29,0 MPa (wt.%) ^{-2/3}
Facteur de mise à l'échelle de soluté Si	k_{Si}	66,3 MPa (wt.%) ^{-2/3}
Facteur de mise à l'échelle de Hall-Petch	k_{HP}	35 HV· $\mu\text{m}^{1/2}$

2.4. Conclusion

La méthodologie comprend les essais de soudage réalisés avec différents paramètres, en variant les vitesses d'avance de l'outil pour évaluer l'impact des rapports de vitesses d'avance et de rotation. Les analyses de caractérisation ont ensuite été appliquées et concentrées sur les soudures réalisées avec l'outil C, cet outil étant mieux adapté au BT-FSW de plaques de dimensions de celles utilisées pour ces recherches. Puis les analyses mécaniques ont été appliquées aux soudures. Les propriétés des soudures ont été comparées à celles de l'alliage de base pour évaluer l'impact du BT-FSW et des paramètres sur la microstructure et la résistance du métal. Les simulations mathématiques de durcissement permettent d'établir une corrélation entre la microstructure et la dureté des zones de soudure et de déterminer quels sont les principaux facteurs de durcissement. Les résultats expérimentaux, présentés au chapitre suivant, seront comparés avec les résultats de simulations numériques détaillés au **Chapitre 4**.

CHAPITRE 3

PRÉSENTATION DES RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

3.1. Essais de soudage

Après chaque essai de soudage réalisé avec les paramètres retenus, l'aspect externe des soudures sur leurs surfaces supérieure et inférieure a été inspecté (stries, creux ou surépaisseurs, largeur...), bien qu'il ait déjà été vérifié lors d'essais préliminaires avec les mêmes paramètres de soudage sur des plaques plus courtes pour vérifier l'adéquation. Les résultats pouvaient toutefois être légèrement différents sur les essais retenus à cause d'une différence de diffusion de chaleur lors du procédé dans des plaques plus longues. Les paramètres retenus avec ajustement de la hauteur de l'outil et de l'écartement entre les épaulements pour chaque outil ont permis d'obtenir des soudures sans gros défauts visuels tels que des éjections latérales de matière ou des creux et des surépaisseurs.

Pour tous les essais réalisés avec l'outil B (voir **Tableau 2.3**), la soudure présentait des surfaces supérieures et inférieures rugueuses avec des stries irrégulières très visibles et des arrachements, surtout à des vitesses d'avance élevées (600 à 900 mm/min, essais T3 à T6) comme sur la **Figure 3.1** et la **Figure 3.2**, signifiant que le mouvement de l'outil dans la matière lors du procédé est saccadé, probablement dû à un matériau pas assez chauffé sous l'effet de la friction de l'outil. La soudure devient toutefois plus homogène, plus lisse et avec moins d'arrachements à des vitesses plus lentes (500 et 400 mm/min, essais T1 et T2), comme sur la **Figure 3.3** et la **Figure 3.4**, signifiant que le mouvement de l'outil est plus fluide car

à une température du matériau plus adéquate pour le procédé. Une vitesse d'avance plus lente de l'outil permet en effet un cycle thermique plus long et donc une plus grande diffusion transversale de chaleur dans le matériau le long de la soudure.

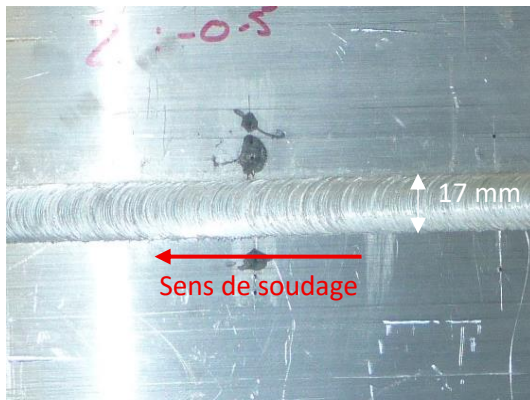


Figure 3.1 Photographie de la surface supérieure de la soudure T3 (outil B, 800 tr/min, 600 mm/min)

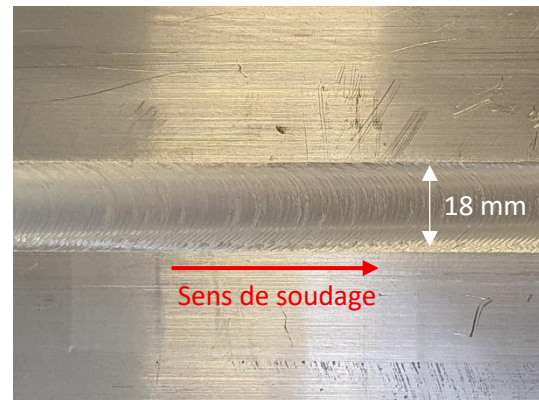


Figure 3.2 Photographie de la surface inférieure de la soudure T6 (outil B, 800 tr/min, 900 mm/min)

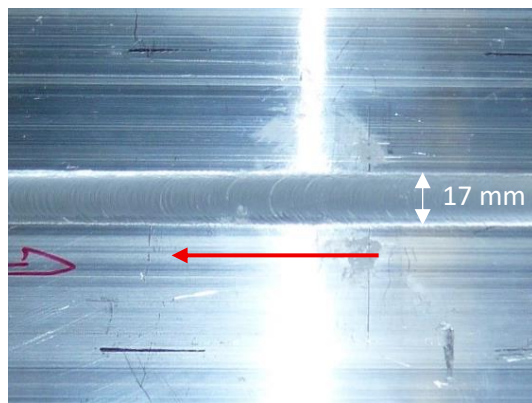


Figure 3.3 Photographie de la surface supérieure de la soudure T1 (outil B, 800 tr/min, 400 mm/min)

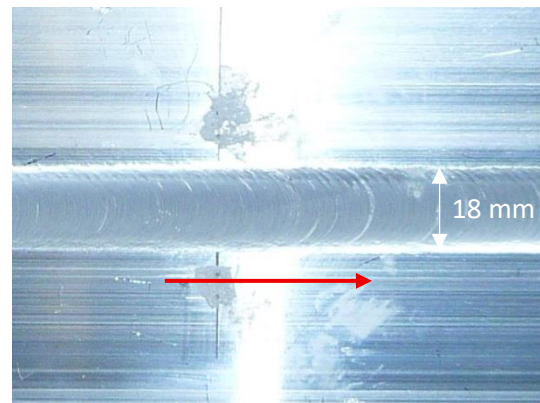


Figure 3.4 Photographie de la surface inférieure de la soudure T1 (outil B, 800 tr/min, 400 mm/min)

Pour tous les essais réalisés avec l'outil C, l'aspect de la soudure est bien plus homogène et propre que l'ensemble des soudures réalisées avec l'outil B pour les mêmes vitesses de soudage, avec également un aspect plus rugueux et un peu plus d'arrachements à 900 mm/min (essai T11), comme sur la **Figure 3.5** et la **Figure 3.6**, le matériau devenant probablement trop froid pour un mouvement fluide de l'outil lors du procédé. La soudure

obtenue à la plus faible vitesse d'avance (essai T7), visible sur la **Figure 3.7** et la **Figure 3.8**, est la plus lisse et homogène de tous les essais. La soudure sur la face supérieure est également plus large avec l'outil C pour un épaulement supérieur pourtant moins large, comme visible en comparant la **Figure 3.1** et la **Figure 3.3** avec la **Figure 3.5** et la **Figure 3.6**, ce qui s'explique par une différence de convexité des épaulements et donc d'optimisation de la pénétration. Comme pour l'outil B, les soudures obtenues avec l'outil C à de plus faibles vitesses d'avance (500 et 400 mm/min, essais T7 et T8) ont un aspect plus homogène avec une surface plus lisse et des stries peu visibles et encore moins d'arrachements que les surfaces des soudures obtenues avec les mêmes vitesses avec l'outil B, comme sur la **Figure 3.7**. La géométrie de l'outil C semble ainsi être plus optimisée que celle de l'outil B pour le BT-FSW de plaques d'alliage 6061-T6. L'outil B est probablement plus optimisé pour le BT-FSW de plaques plus épaisses, de 8 mm d'épaisseur, des essais pour lesquels il avait déjà servi lors de précédentes expérimentations. Les analyses ultérieures ont ainsi davantage porté sur les soudures réalisées avec l'outil C pour l'étude de l'impact des paramètres de soudage sur la microstructure.

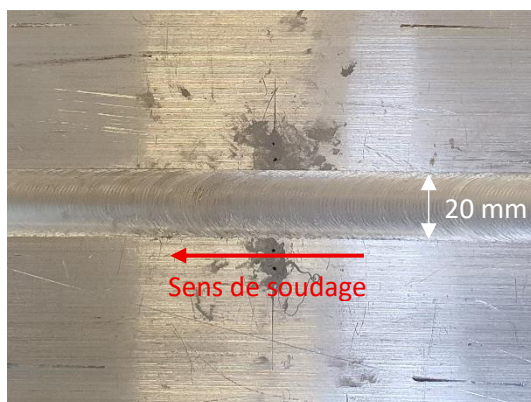


Figure 3.5 Surface supérieure de la soudure obtenue après l'essai T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min)

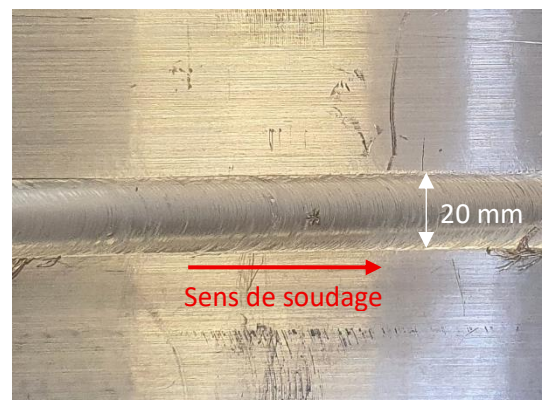


Figure 3.6 Surface inférieure de la soudure obtenue après l'essai T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min)

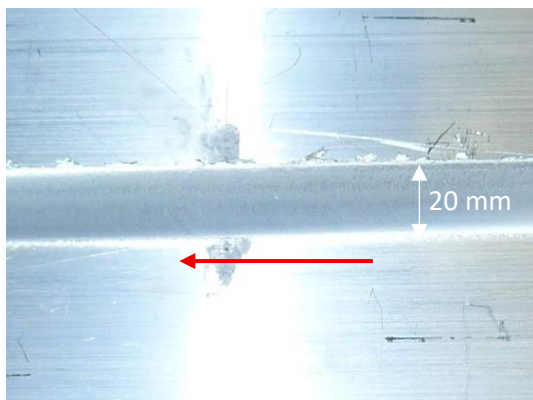


Figure 3.7 Surface supérieure de la soudure obtenue après l'essai T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min)

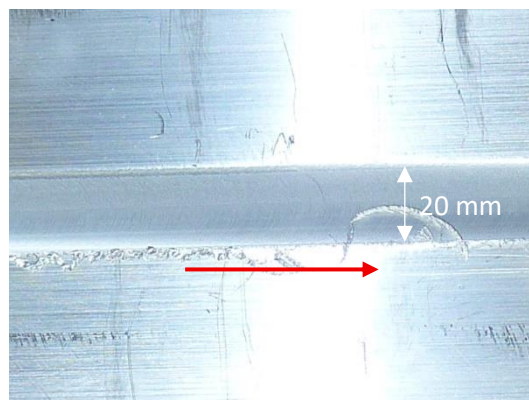


Figure 3.8 Surface inférieure de la soudure obtenue après l'essai T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min)

Le **Tableau 3.1** relève les températures maximales mesurées par les thermocouples, avec une marge d'erreur de 2,2 °C ou 0,75% de la valeur mesurée [54], et enregistrées par les modules (arrondies à 5 °C près dans le tableau) lors des essais. La position des thermocouples H1 à H3 dans les plaques soudées est précisée sur la **Figure 2.11**, tandis que le thermocouple est placé dans l'épaulement supérieur de l'outil C. La **Figure 3.9** est un exemple de courbes de mesures des températures par les thermocouples H1 à H3 lors de l'essai T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) avec le graphique concentré sur leur pic de température. La température maximale relevée par les thermocouples H1 à H3 correspond logiquement à celle lorsque l'outil passe à hauteur du placement des thermocouples dans les plaques au centre de la longueur de soudage, avec une montée brutale de température jusqu'à un pic puis une dissipation directe comme visible sur la **Figure 3.9**, tandis que la température mesurée par H4 reste approximativement constante lors de chaque essai avec l'outil C comme le thermocouple est fixé sur l'outil et suit donc son mouvement tout le long de la soudure.

Tableau 3.1 Températures maximales mesurées par les thermocouples lors des essais de BT-FSW

Essais	Outil	Vit. de rot. (tr/min)	Vit. d'av. (mm/min)	H1 (3 mm Av)	H2 (8 mm Av)	H3 (3 mm Re)	H4 (soudure)
T1	B	800	400	320 °C	290 °C	290 °C	x
T2	B	800	500	310 °C	265 °C	265 °C	x
T3	B	800	600	270 °C	235 °C	265 °C	x
T4	B	800	700	310 °C	270 °C	270 °C	x
T5	B	800	800	280 °C	260 °C	260 °C	x
T6	B	800	900	260 °C	245 °C	245 °C	x
T7	C	800	400	380 °C	310 °C	370 °C	460 °C
T8	C	800	500	370 °C	300 °C	345 °C	455 °C
T9	C	800	600	355 °C	285 °C	340 °C	450 °C
T10	C	800	700	340 °C	265 °C	335 °C	465 °C
T11	C	800	900	330 °C	255 °C	310 °C	490 °C

x = valeurs inexistantes

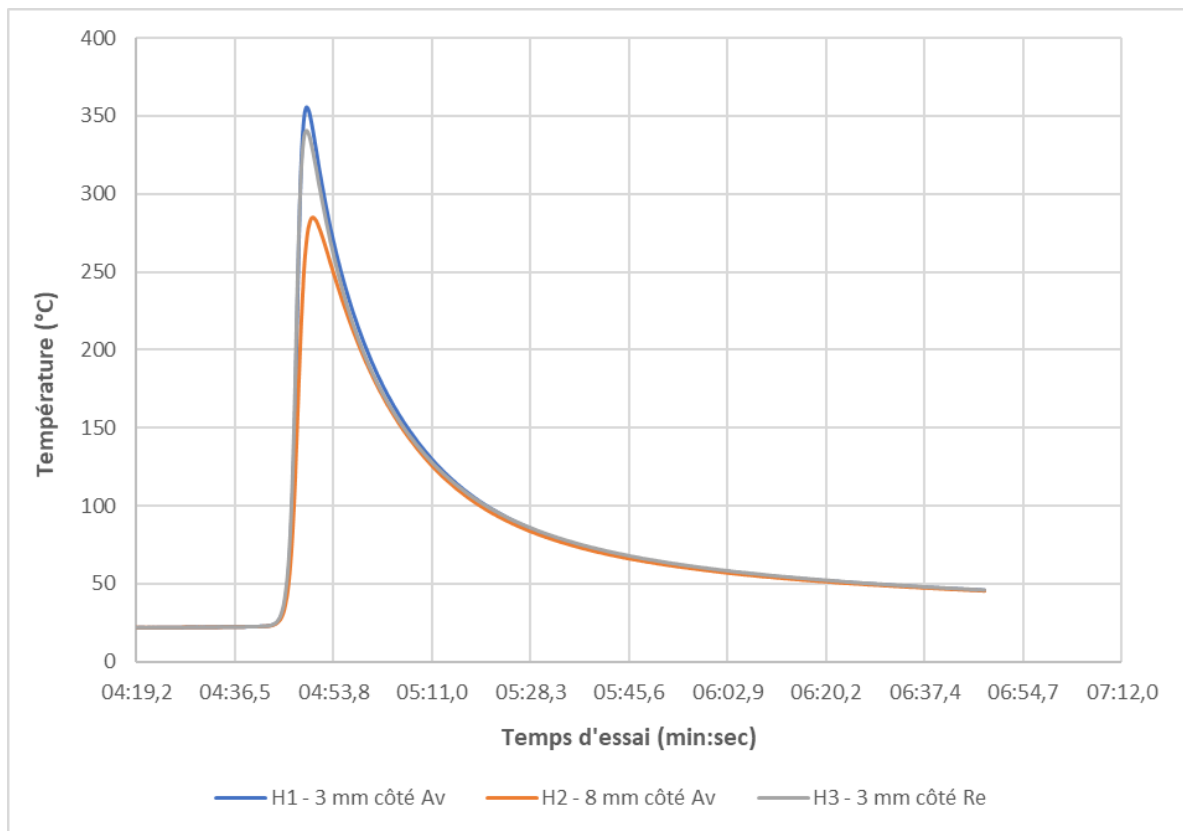


Figure 3.9 Mesures de températures des thermocouples H1 à H3 dans le matériau lors de l'essai T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min)

Pour la majorité des essais, la température atteinte en différents points de la matière est moins élevée à de plus grandes vitesses d'avance de l'outil, confirmant la plus grande

diffusion transversale de chaleur le long de la soudure à de plus faibles vitesses d'avance relativement à la vitesse de rotation. Cette diffusion est plus courte au passage de l'outil lorsque la vitesse d'avance est plus élevée, permettant moins d'accumulation de chaleur dans la matière. Cette chaleur doit être adéquate pour le mouvement de l'outil, ce qui explique que celui-ci soit irrégulier lorsque le matériau est trop froid. Cependant, l'essai T3 fait exception avec des températures mesurées plus basses que pour les essais T4 et T5 malgré une vitesse d'avance plus faible avec l'outil B. Une cause d'erreur possible est le fait que le module utilisé pour les mesures de température de cet essai était différent et que ces mesures ont été faites à une fréquence de 1 Hz contre 4 Hz pour tous les autres essais dans le cas des thermocouples H1 à H3, ce qui donne une plus grande incertitude sur les températures maximales atteintes. Des incertitudes peuvent aussi être liées à la position des thermocouples et leur profondeur dans les plaques. Pour tous les essais de BT-FSW, la diffusion de la chaleur se caractérise par une température mesurée par le thermocouple H2 inférieure à celle mesurée par H1, signifiant que la chaleur générée par la friction de l'outil se dissipe dans la direction transversale à celle de la soudure et que la température atteinte est logiquement inférieure à plus grande distance du centre de la soudure. Un autre constat est que la température mesurée par le H3 est toujours inférieure à celle mesurée par le H1 pour une même distance du centre de la soudure de part et d'autre, signifiant que la génération de chaleur est plus importante du côté Avance. Cela s'explique par une vitesse relative entre l'outil et le matériau plus grande du côté Avance.

D'après le **Tableau 3.1**, les températures mesurées par les thermocouples H1 à H3 sont bien plus élevées lors des essais réalisés avec l'outil C que lors de ceux réalisés avec l'outil B pour les mêmes vitesses de soudage. Cela peut être dû à la différence de géométrie

des épaulements et du pion, mais aussi au fait que les thermocouples ont été placés plus proches du centre de la soudure comme ils devaient être placés à égale distance du bord de l'épaulement supérieur pour les deux outils, l'outil C étant moins large. Cependant, cela correspond également aux différences d'aspect des soudures observées après les essais de soudage avec les deux outils et une température plus élevée permettrait un aspect plus lisse et plus homogène de la surface. La vitesse de 400 mm/min à 800 tr/min avec l'outil C serait donc adéquate, toutefois la température atteinte lors de la soudure ne doit probablement pas être trop élevée, avec le risque d'endommager le métal de base ou l'outil. La température mesurée dans la soudure par le thermocouple H4 générée par la friction de l'outil lors des essais réalisés avec l'outil C semble être plus élevée avec la vitesse d'avance la plus élevée comme dans le cas de l'essai T11 (800 tr/min, 900 mm/min). Cela peut signifier qu'une vitesse d'avance plus élevée impliquerait une augmentation de la force de friction et par conséquent une augmentation de la température au centre de la soudure au cours du procédé. Cette logique n'est cependant pas respectée avec les essais T7 à T9 selon les données du **Tableau 3.1**, avec une température plus élevée dans le cas de l'essai T7 avec la plus faible vitesse d'avance (400 mm/min). Les différences sont toutefois assez faibles et il existe une incertitude sur les mesures du thermocouple H4 qui est en réalité à une distance plus ou moins grande de la surface de la soudure, qui ne peut pas être précisément ajustée lorsque le thermocouple est inséré dans l'épaulement supérieur.

Les différences de température mesurées par chaque thermocouple et entre les essais réalisés à différentes vitesses de soudage ont été mises en relation avec les différences de microstructure grâce aux analyses de caractérisation des soudures pour les simulations numériques du procédé. La corrélation entre la microstructure et les propriétés mécaniques a

ensuite été établie pour simuler entièrement le procédé à partir des paramètres de soudage et établir un modèle prédictif de la résistance de la soudure. Il est cependant difficile d'affirmer dans quelle zone de soudure a été mesurée la température à 3 et 8 mm du bord de l'épaulement mais il s'agit très probablement de la ZAT.

3.2. Analyses de microstructure

L'analyse de la microstructure de soudure par BT-FSW passe par deux éléments notables : les grains et les précipitations. En effet, ces deux éléments sont les deux principaux facteurs agissant sur les caractéristiques des zones de soudure, leur dureté et résistance mécanique. La caractérisation des grains s'est faite par macroscopie optique pour les ZAT, et par analyse EBSD pour les ZM, comme expliqué dans la méthodologie au [Chapitre 2](#). La macroscopie optique a également permis d'observer l'ensemble des soudures et de repérer les zones caractéristiques.

3.2.1. Microscopie et macroscopie optique

Les analyses par microscopie et macroscopie optique ont permis de caractériser les zones de soudure par BT-FSW, différenciées notamment par la morphologie et la taille des grains, et de déterminer la taille des grains dans l'alliage de base 6061-T6 et les ZAT des soudures, ceux-ci étant trop larges pour pouvoir être observés convenablement par analyse EBSD avec les équipements à disposition et les techniques de polissage utilisées.

La **Figure 3.10** représente deux images macroscopiques a) et b) d'une section transversale à la direction d'extrusion de l'alliage de base 6061-T6 sous lumière polarisée, après polissage et attaque électro-chimique de la surface des échantillons. Ces images permettent d'observer la morphologie des grains dans l'alliage à faible grossissement (40X), ces derniers étant partiellement visibles grâce à des contrastes de coloris permis par la lumière polarisée sur les surfaces attaquées électro-chimiquement. Tous les grains ne semblent cependant pas visibles, le polissage et l'attaque n'ayant probablement pas été homogènes sur toute la surface. Cela peut provenir des difficultés à appliquer un polissage parfait et à déterminer les paramètres d'attaque adéquats. Cependant, ces images sont assez qualitatives pour constater que la morphologie des grains n'est pas homogène sur toute la section, alors que les grains de l'image de droite b) semblent plus allongés que ceux de l'image de gauche. Des incertitudes liées à l'impact de la découpe des échantillons d'alliage et du polissage pour la caractérisation sur l'aspect des grains surviennent alors, la morphologie étant supposée être homogène dans l'alliage de base.

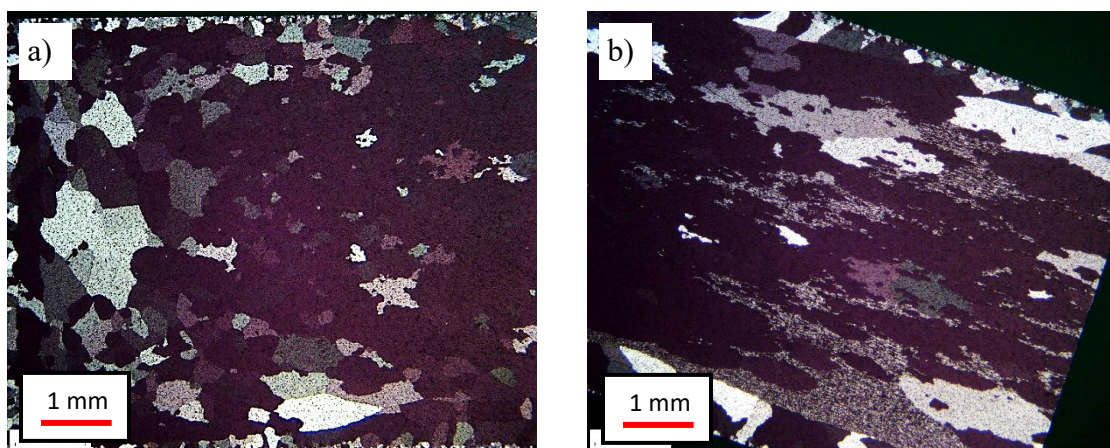


Figure 3.10 Images macroscopiques d'une section transversale à la direction d'extrusion de l'alliage 6061-T6 sous lumière polarisée dans deux zones a) et b) (grossissement 40X)

La **Figure 3.11** représente des images microscopiques de sections longitudinale et transversale à la direction d'extrusion de l'alliage 6061-T6 sous lumière polarisée après polissage et attaque électro-chimique. Ces images permettent de constater que les grains sont de forme allongée dans la direction d'extrusion, ce qui est logique et conforme à la littérature relative à l'alliage étudié, l'alliage étant laminé à haute température [18, 31, 49]. Sur ces images, les grains semblent être de morphologie et de taille homogènes, ce qui semblent plus réaliste que les images précédentes (**Figure 3.10**). Le diamètre moyen des grains des images de la **Figure 3.11**, déterminé par la méthode par interception linéaire de la norme ASTM E112 dans le cas de grains non-équiaxiaux (dans seulement deux directions, longitudinale et transversale) est 111,41 μm . Le comptage d'interception linéaire est toutefois approximatif, les joints de grains n'étant pas parfaitement visibles sur les images. Cette valeur sera considérée comme générale pour l'alliage de base 6061-T6, malgré l'hétérogénéité de la morphologie des grains des plaques d'extrusion démontrée par la **Figure 3.10**, et sera considérée pour le calcul du durcissement structural lors des simulations mathématiques. Les incertitudes sur le comptage et l'hétérogénéité des grains sont donc des causes d'erreur de ces simulations.

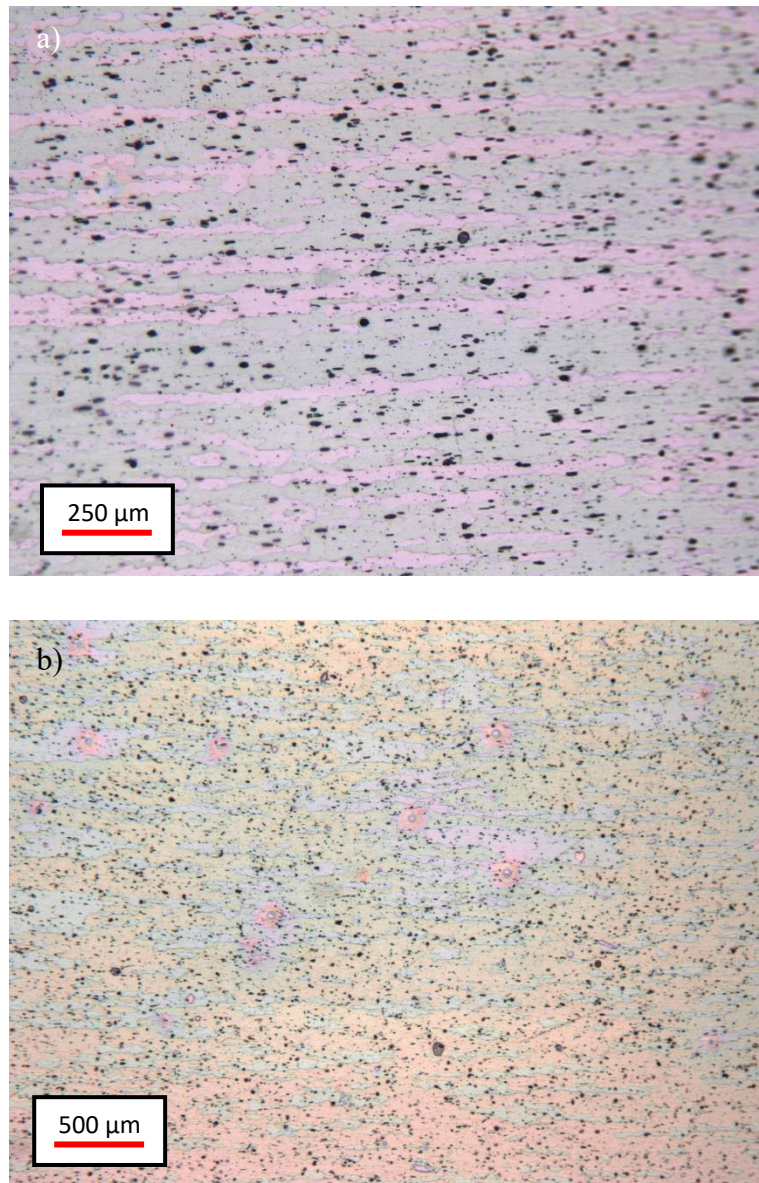


Figure 3.11 Images microscopiques d'une section a) longitudinale (grossissement 200X) et b) transversale (grossissement 100X) à la direction d'extrusion de l'alliage 6061-T6 sous lumière polarisée

La **Figure 3.12** représente une image macroscopique de la section transversale d'une soudure par BT-FSW, en l'occurrence la T4 (outil B, 800 tr/min, 700 mm/min). Cette image, obtenue sous lumière polarisée après polissage et attaque électro-chimique de la surface de la soudure, permet de visualiser les zones de soudure du côté Avance avec les différences de taille et de morphologie des grains. Le matériel à disposition dans les laboratoires de l'UQAC

n'a malheureusement pas permis d'observer plus largement les sections de soudure pour les observer entièrement avec des grossissements suffisamment faibles, le $\times 40$ étant le plus faible applicable. Mais ce grossissement est suffisant pour distinguer nettement les zones de soudures bien qu'il ne permette pas de mesurer leur largeur, la ZM étant reconnaissable avec ses grains très fins et les ZAT avec leurs grains beaucoup plus larges. Il permet également de repérer les ZATM, comme celle sur la **Figure 3.12**. Ces zones sont très étroites, avec moins d'un millimètre de largeur du côté Avance pour toutes les soudures par BT-FSW. Ainsi, les analyses de microstructure n'ont pas été menées sur les ZATM dans le cadre de cette étude, l'étroitesse de ces zones ne permettant pas de prélever des échantillons de ZATM pure. Cela ne signifie pas pour autant que l'impact des ZATM sur les propriétés physiques et mécaniques de la soudure est insignifiant et les analyses manquantes dessus sont donc des causes d'incertitudes de caractérisation. L'aspect de la section de soudure et la morphologie des grains sont bien conformes à la littérature relative au BT-FSW d'alliages d'aluminium [9, 14, 18]. Quelques grains dans la ZAT côté Avance de la soudure visible sur la **Figure 3.12** apparaissent distinctement mais ils ne peuvent pas tous apparaître sur la même image puisqu'ils sont visibles en fonction de l'orientation de l'échantillon sous lumière polarisée. La microscopie optique sous lumière polarisée permet toutefois de caractériser la taille des grains dans les ZAT, cette taille exerçant une influence sur le durcissement et donc la résistance mécanique de ces zones de soudure. En raison du temps requis et de la complexité de la préparation des échantillons, toutes les soudures n'ont cependant pas été analysées.

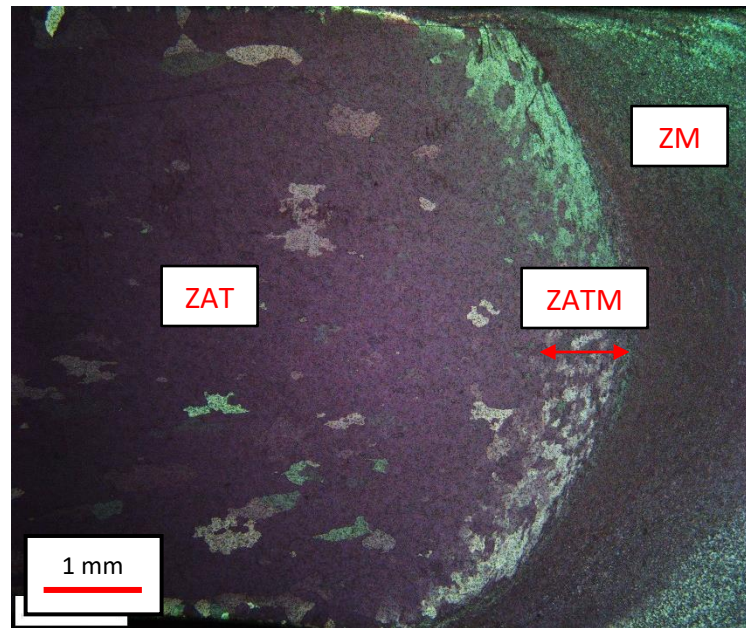


Figure 3.12 Image macroscopique d'une section transversale de la soudure par BT-FSW T4 (outil B, 800 tr/min, 700 mm/min) sous lumière polarisée (grossissement 40X)

La **Figure 3.13** représente des images macroscopiques de sections transversales de la ZAT côté Recul de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min), permettant de caractériser les grains visibles. Les échantillons ont été orientés de manière à avoir un maximum de grains visibles sous lumière polarisée. Bien que les études de caractérisation des ZAT ont été davantage concentrées sur celles du côté Avance des soudures, la ZAT côté Recul a été observée par microscopie optique comme c'est l'un des seuls échantillons de soudure dont le résultat après polissage et attaque électro-chimique a été satisfaisant et exploitable. La **Figure 3.14** est un exemple de section transversale de ZAT côté Avance d'une soudure observée par microscopie optique après polissage et attaque électro-chimique de l'échantillon. Un trop faible nombre de grains est visible sur cette image pour pouvoir mesurer une taille moyenne globale des grains de cette zone, due à un polissage ou une attaque inadéquate.

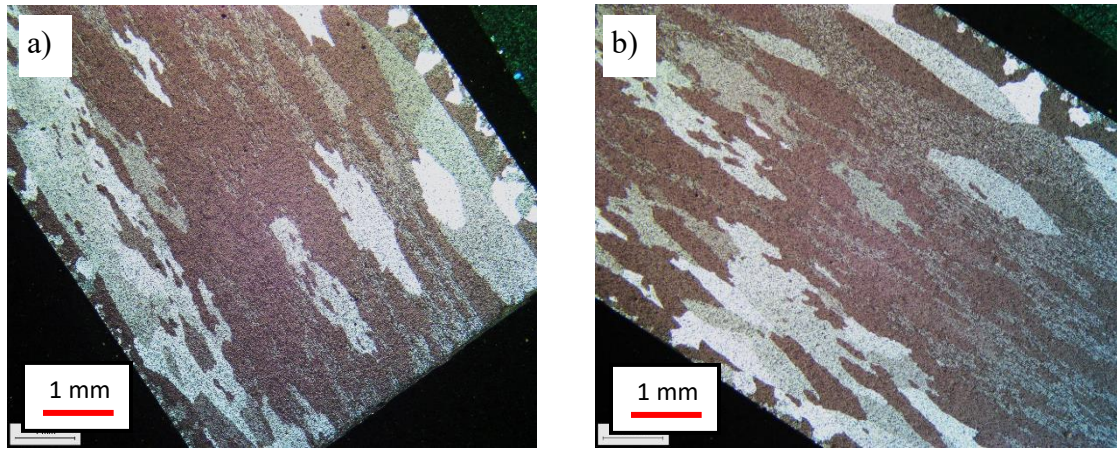


Figure 3.13 Images macroscopiques d'une section transversale de la ZAT côté Recul de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) sous lumière polarisée dans deux zones a) et b) (grossissement 40X)

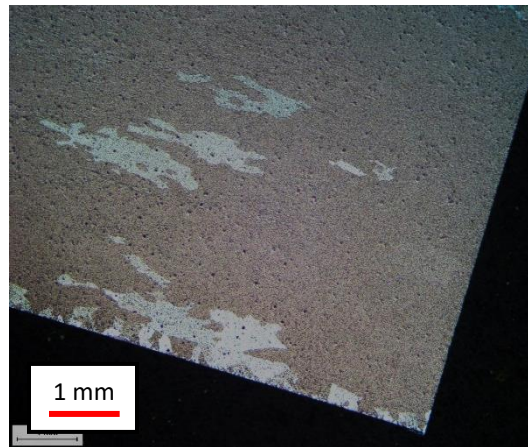


Figure 3.14 Image macroscopique d'une section transversale de la ZAT côté Avance de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) sous lumière polarisée (grossissement 40X)

Le diamètre moyen des grains mesuré par la méthode d'interception linéaire de la norme ASTM E112-13 sur les images macroscopiques de la ZAT côté Recul de la soudure T9 est de 594,29 μm . Cette taille est largement supérieure à celle mesurée des grains dans l'alliage de base 6061-T6 de 111,41 μm . Cela permet d'émettre l'hypothèse que la chaleur générée par le procédé de BT-FSW implique une croissance des grains dans cette zone, et de confirmer de précédentes études de la microscopie de soudures par BT-FSW [12, 18, 19, 21]. Le diamètre moyen des grains mesuré dans la ZAT côté Recul de la soudure T9 a été

considéré pour les ZAT des deux côtés de cette soudure bien qu'il ne soit pas prouvé que les grains soient identiques dans ces zones à cause du manque de résultats d'analyse par micro et macroscopie optique et de caractérisation des ZAT. Le diamètre moyen des grains dans les ZAT des autres soudures par BT-FSW a été estimé de manière proportionnelle à la vitesse d'avance en considérant que plus cette dernière est élevée lors du procédé, plus les grains dans les ZAT sont petits en conséquence d'un cycle thermique plus court et donc d'une plus courte croissance des grains. L'incertitude de ces données est toutefois difficile à évaluer. Il a cependant été démontré lors des simulations mathématiques du durcissement structural des zones de soudure que la très faible densité des joints de grains dans les ZAT a une très faible influence sur la dureté de ces dernières, d'après les résultats des simulations présentés à la section 4.1.2. L'estimation de la taille réelle des grains dans les ZAT n'a donc pas une grande importance pour déterminer l'impact des paramètres de soudage sur la résistance mécanique des soudures par BT-FSW. Le **Tableau 3.2** est un récapitulatif des diamètres moyens des grains de l'alliage de base et des ZAT des soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C. Ces valeurs seront considérées pour les simulations mathématiques du durcissement structural des zones de soudure.

Tableau 3.2 Diamètre moyen des grains dans l'alliage de base et des ZAT des soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C déterminés par micro et macroscopie optique

Échantillons	Vitesse de rot (tr/min)	Vitesse d'av (mm/min)	Rapport vitesses av/rot	Diamètre moyen des grains (µm)
MB	x	x	x	111,41
T7 ZAT Av	800	400	0,5	800*
T8 ZAT Av	800	500	0,625	700*
T9 ZAT Av	800	600	0,75	594,29
T10 ZAT Av	800	700	0,875	500*
T11 ZAT Av	800	900	1,125	300*

**valeurs estimées*

3.2.2. Analyses EBSD

Les analyses EBSD ont permis de caractériser les grains présents dans les ZM des soudures. En effet, les grains sont fins et observables dans une petite zone, au contraire de ceux des ZAT qui sont beaucoup plus larges et devaient être observés sur une zone beaucoup plus vaste pour être caractérisés. La qualité de polissage des échantillons était également très importante pour obtenir une analyse point par point adéquate des orientations cristallographiques. En effet, lorsque le polissage n'était pas assez bon, certains points n'étaient pas analysés, et une image par EBSD est estimée exploitable lorsqu'au moins 70% des points de la surface ont pu être analysés. Plusieurs essais ont été réalisés avant d'obtenir des images exploitables et après avoir insisté sur le polissage. Une interpolation d'image était possible avec le logiciel Tango Maps pour combler les quelques points où l'analyse n'avait pas été réalisée.

La **Figure 3.15** est l'image EBSD obtenue après l'analyse de la ZM de la soudure obtenue après l'essai de soudage T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min), avec une colorimétrie en fonction de la cristallinité des grains. Sur cette image, les grains sont approximativement équiaxiaux et de taille homogène, conformément à la littérature [18, 31, 49]. Les grains bleus sont entièrement cristallisés, ceux en jaune sont partiellement cristallisés et ceux en rouge sont déformés. Cela vient renforcer l'hypothèse d'une recristallisation dynamique produite par le malaxage de l'aluminium lors du procédé de BT-FSW. Cependant, les grains partiellement cristallisés et ceux déformés témoignent d'une recristallisation incomplète, sans doute à cause d'un court cycle de malaxage. Les grains rouges signifieraient que des dislocations impliquées par le malaxage et qui n'avaient pas recristallisé étaient encore

présentes dans la ZM après le procédé. Les joints de grains noirs sont des joints à grands angles (plus de 15°) et ceux verts sont des joints à plus petits angles (entre 3 et 15°). Ces joints de grains sont des entraves au mouvement des dislocations. Les différences entre les grains bleus, jaunes et rouges et entre les joints de grains noirs et verts sur l'image n'ont cependant pas été prises en compte pour le comptage des grains et le calcul de leur taille moyenne et de la densité de joints de grains.

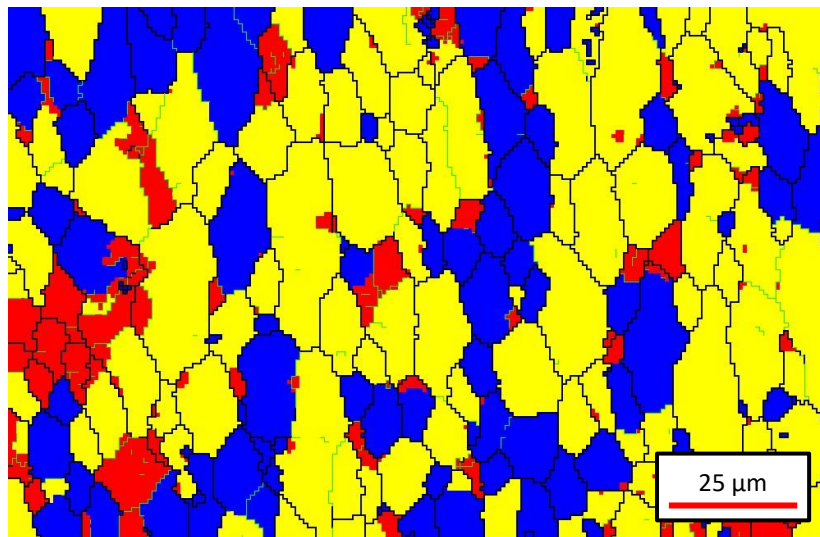


Figure 3.15 Image EBSD de la ZM de la soudure obtenue après l'essai T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) colorée en fonction du degré de recrystallisation des grains (bleu = entièrement recrystallisé ; jaune = partiellement recrystallisé ; rouge = déformé) (grossissement 1640X)

La **Figure 3.16** et la **Figure 3.17** sont les images EBSD des soudures obtenues respectivement après les essais de soudage T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) et T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min), qui sont les essais réalisés respectivement avec la vitesse d'avance la plus rapide et la plus lente avec l'outil, ou les deux essais avec le rapport de la vitesse d'avance sur la vitesse de rotation le plus élevé et le plus faible. Cela permet de constater les différences de taille de grains en fonction de la vitesse d'avance. La ZM de la soudure T11 semble comporter des grains plus petits que celle de la soudure T9, alors que la ZM de la soudure T7 (800 tr/min, 400 mm/min) semble comporter des grains plus gros. Cette

dernière ZM semble également comporter moins de grains déformés, ce qui signifierait qu'elle comporterait moins de dislocations et qu'une plus lente vitesse d'avance permet une plus longue recristallisation, ce qui explique également la plus grande proportion de grains entièrement cristallisés bleus sur l'image.

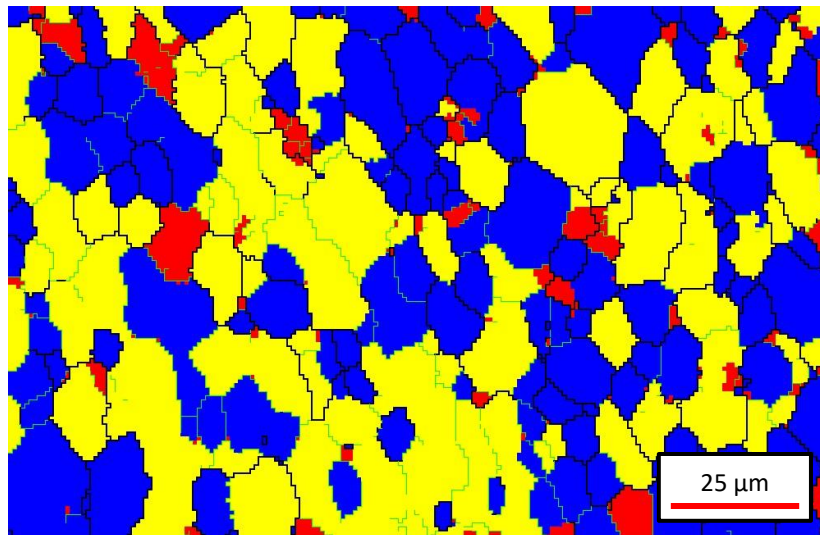


Figure 3.16 Image EBSD de la ZM de la soudure obtenue après l'essai T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) colorée en fonction du degré de recristallisation des grains (bleu = entièrement recristallisé ; jaune = partiellement recristallisé ; rouge = déformé) (grossissement 1640X)

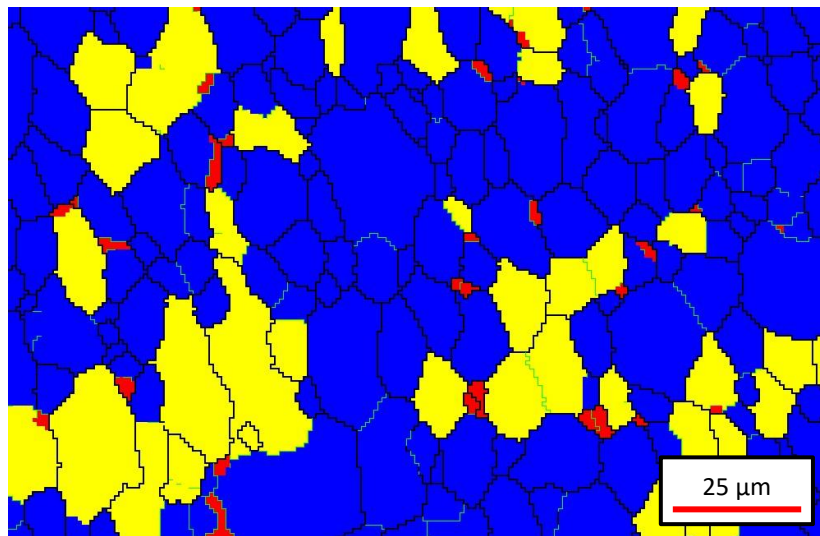


Figure 3.17 Image EBSD de la ZM de la soudure obtenue après l'essai T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) colorée en fonction du degré de recristallisation des grains (bleu = entièrement recristallisé ; jaune = partiellement recristallisé ; rouge = déformé) (grossissement 1640X)

Le **Tableau 3.3** est un récapitulatif des diamètres moyens des grains dans les ZM des échantillons de soudures réalisées lors des essais de soudage avec l'outil C. Ce diamètre a été calculé par comptage des grains sur les images EBSD selon la méthode planimétrique de la norme ASTM-E112, les grains étant considérés comme équiaxiaux. Il existe des incertitudes sur le comptage des grains ayant pour cause leur taille pas parfaitement homogène ou l'imprécision de détection de certains joints. Les ZM des échantillons soudés avec l'outil B ne sont encore pas pris en compte, cet outil étant moins adapté au BT-FSW pour les plaques utilisées lors des essais. La tendance générale est que plus le rapport de la vitesse d'avance sur le rapport de la vitesse de rotation est élevé, plus les grains seront de petite taille. Cela s'explique par des cycles thermiques plus courts le long de la soudure permis par de plus rapides vitesses d'avance, impliquant une croissance plus courte des grains recristallisés, d'où un diamètre moyen de 8,9 μm pour les grains de la ZM de la soudure T11 (800 tr/min, 900 mm/min). À l'inverse, une plus lente vitesse d'avance permet un cycle thermique plus long et une plus grande croissance des grains recristallisés, comme pour la ZM de la soudure T7 (800 tr/min, 400 mm/min) où la taille moyenne des grains est de 10,52 μm . Cette tendance n'est toutefois pas entièrement vérifiée dans le **Tableau 3.3** avec la ZM de la soudure T8 (800 tr/min, 500 mm/min), où une taille moyenne des grains de 9,02 μm a été calculée, c'est-à-dire une taille inférieure à celle des grains des ZM des soudures T9 et T10 (800 tr/min, 600 et 700 mm/min respectivement) pour une vitesse d'avance pourtant plus faible, ce qui selon l'hypothèse émise devrait impliquer une plus longue croissance des grains. Les valeurs obtenues expérimentalement des tailles de grains sont cependant des valeurs moyennes car les grains ne sont pas de taille parfaitement homogène sur toute la section des ZM, comme il a pu être constaté sur les images EBSD. Des incertitudes portent également sur le comptage des grains sur les images qui ne sont pas toujours simples à délimiter avec

des joints de grains, surtout ceux en vert, pas toujours bien définis. Ces tailles moyennes de grains permettront de calculer une densité moyenne des joints de grains dans les ZM des soudures, qui a un impact sur leur dureté.

Tableau 3.3 Diamètre moyen des grains dans les zones malaxées des échantillons de soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C déterminés par analyse EBSD

Soudures	Vit. de rot (tr/min)	Vit. d'av (mm/min)	Rapport vit. av/rot	Diamètre moyen des grains dans la ZM (μm)
T7	800	400	0,5	10,52
T8	800	500	0,625	9,02
T9	800	600	0,75	10,03
T10	800	700	0,875	9,98
T11	800	900	1,125	8,9

3.2.3. Analyses par microscopie électronique en transmission

Les observations d'image en champ lumineux obtenues par microscopie électronique en transmission (MET) ont permis d'observer les phases précipitées et les dislocations dans les zones de soudure, respectivement dans les plans de directions cristallographiques $\langle 001 \rangle$ et $\langle 011 \rangle$. Les dislocations ont cependant seulement été observées dans les ZM, en considérant qu'elles ne sont pas présentes dans les ZAT et le métal de base, ces zones n'ayant pas subi de déformations. Elles doivent cependant être présentes dans les ZATM qui n'ont pas été analysées.

La **Figure 3.18** représente des images par MET obtenues sur deux échantillons d'alliage 6061-T6. Ces images prises dans le plan de direction cristallographique $\langle 001 \rangle$ permettent d'observer des précipités dans la microstructure, de forme aciculaire et en noir sur les images. Ces précipités sont orientés dans les directions $\langle 100 \rangle$ et $\langle 010 \rangle$, repérés par des flèches blanches sur la figure, et $\langle 001 \rangle$, repérés par des flèches rouges. Pour les précipités

orientés dans cette dernière direction, ce sont leurs sections qui sont visibles sous forme de points noirs. Tous les précipités visibles sur ces images correspondraient à la phase aciculaire β'' d'un composé Mg-Si qui est le deuxième état de précipitation dans les alliages Al-Mg-Si après les zones de Guinier-Preston [30, 80]. La phase β'' est une phase monoclinique, dont la composition est Mg_5Si_6 [81 - 83]. Ces précipités proviennent du vieillissement artificiel appliqué à l'alliage 6061 après traitement à haute température, permettant le durcissement de la microstructure. La phase β'' est également considérée comme la principale phase responsable du durcissement structural des alliages Al-Mg-Si [82, 84].

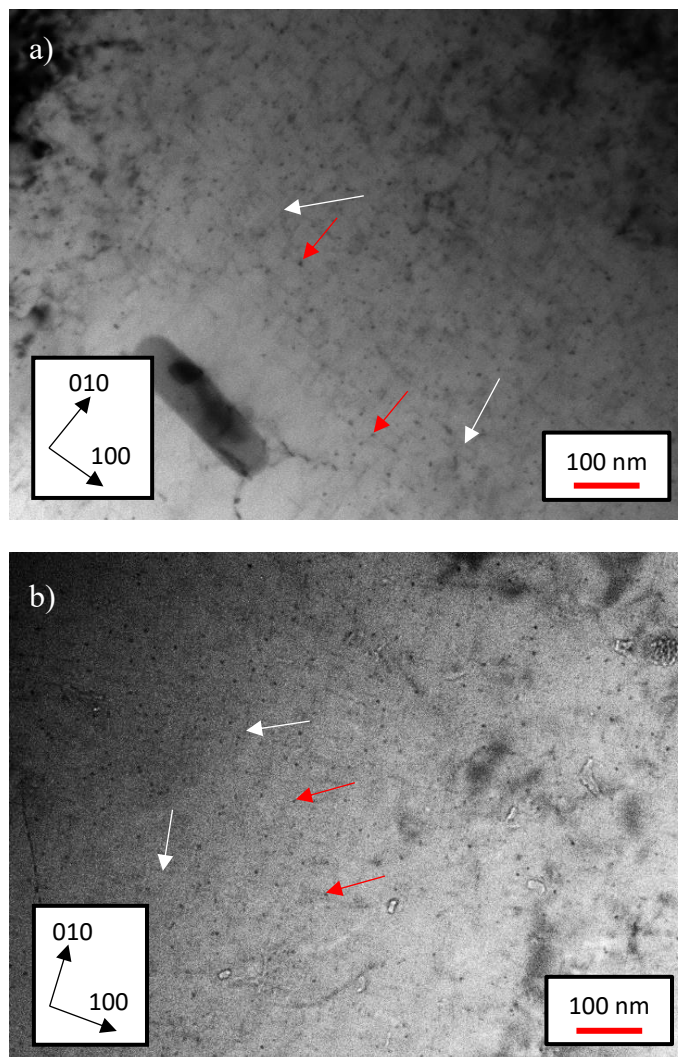


Figure 3.18 Images MET de deux échantillons a) et b) d'alliage de base 6061-T6 dans la direction cristallographique <001> (grossissement 25kX)

Aucune analyse d'identification expérimentale des phases n'a toutefois pu être réalisée avec le microscope à disposition au CURAL. La taille et la densité volumique de ces précipités ont été mesurées et calculées pour définir leur impact sur le durcissement de la microstructure. La densité semble toutefois être différente sur les deux images de la **Figure 3.18**. Le problème d'un métal de base non homogène se pose et une moyenne a été calculée entre toutes les images capturées lors de l'exploitation par MET des échantillons. Des incertitudes portent également sur la qualité de préparation des échantillons qui est très complexe et sur la netteté des images pour les identifier, les compter et les mesurer. Les dimensions des précipités sont approximativement homogènes et leur longueur moyenne mesurée sur les images par MET est 41,85 nm, et leur section moyenne mesurée sur les précipités orientés dans la direction $\langle 001 \rangle$ est environ 10 nm². La densité volumique des précipités calculée avec l'équation (2.1) à partir des mêmes images est $1,7189 \times 10^{22} \text{ m}^{-3}$. Ces données ont permis de calculer le durcissement structural impliqué par les précipitations dans l'alliage de base 6061-T6 pour les simulations mathématiques et la comparaison avec la dureté mesurée par la méthode de Vickers. L'échantillon de métal de base a également servi de référence pour déterminer les densités de précipités de phase β'' dans les zones de soudure par analyse DSC.

La **Figure 3.19** représente des images MET de la ZM de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) dans le plan de direction cristallographique $\langle 001 \rangle$ pour y observer les précipitations. Ceux-ci sont visibles, repérés par des flèches blanches sur la figure, et toujours reconnaissables à leur forme aciculaire, mais sont présents en beaucoup moins grande quantité que dans l'alliage de base 6061-T6, et semblent n'être concentrés et disposés en lignes que sur certaines zones, contrairement à l'alliage de base où ils sont répartis

uniformément. Ils semblent également n'être orientés que dans la direction $\langle 100 \rangle$. Cela peut s'expliquer par le fait que le malaxage et la recristallisation dynamique ont impliqué la dissolution à haute température des précipités de phase β'' présents initialement dans le métal de base, et ceux visibles sur les images en seraient donc des résidus [24, 85, 86].

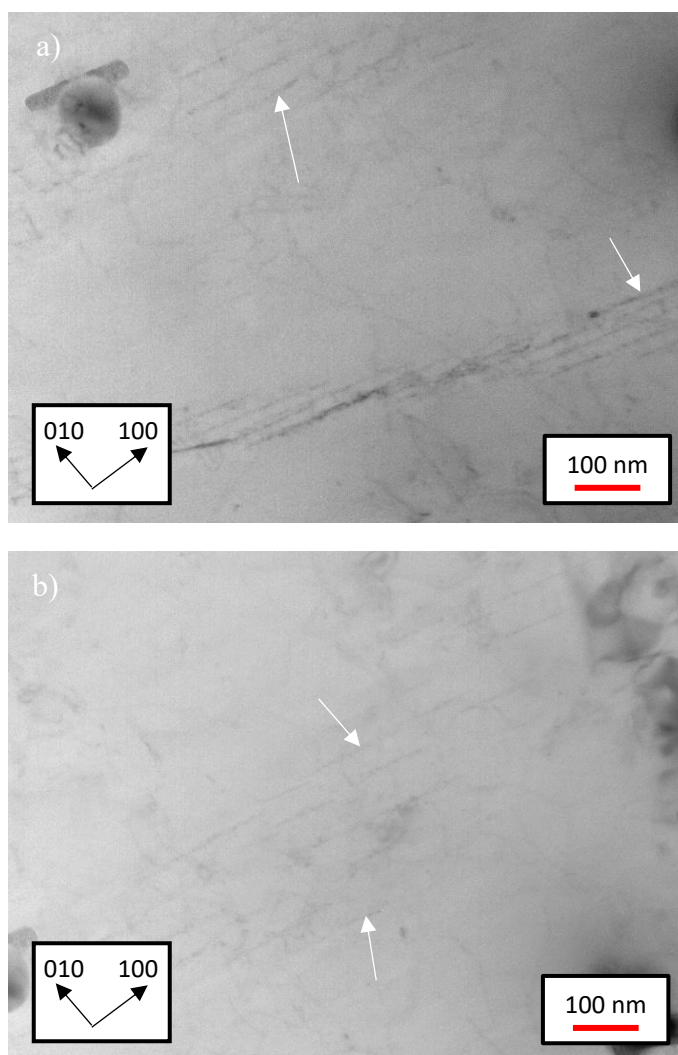


Figure 3.19 Images MET de la zone malaxée de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) prises dans deux zones a) et b) dans la direction cristallographique $\langle 001 \rangle$ (grossissement 25kX)

Le malaxage a également pu disloquer les précipités et seuls ceux orientés dans la direction $\langle 100 \rangle$, du fait de la direction de soudage, auraient pu subsister. Ces hypothèses et la forme aciculaire des précipités visibles sur les images de la **Figure 3.19** permettent de

croire que ces derniers sont des précipités de β'' , comme ceux du métal de base. De même que pour ces derniers, la taille et la densité volumique des précipités de la ZM de la soudure T9 ont été calculées grâce à l'exploitation des images MET provenant des échantillons, pour définir leur impact sur le durcissement structural de la zone étudiée. La longueur moyenne mesurée des précipités β'' dans la ZM de la soudure T9 est 132 nm. L'absence de sections de précipités visibles orientés dans la direction $\langle 001 \rangle$ ne permet pas de mesurer leur section, mais les précipités visibles semblent moins larges que ceux de l'alliage de base visibles sur la **Figure 3.18** et leur section a été estimée comme plus faible de moitié, soit 5 nm². L'absence de ces sections ne permet pas non plus de les compter pour estimer la densité volumique des précipités avec l'équation (2.1). Cette dernière a été appliquée en comptant le nombre de précipités dans la direction $\langle 100 \rangle$ à la place. Ainsi, la densité volumique moyenne des précipités β'' calculée à partir des images MET de la **Figure 3.19** est $2,90 \times 10^{20} \text{ m}^{-3}$. Il est cependant difficile de déterminer une densité moyenne exacte en raison de la grande hétérogénéité des précipités dans la microstructure de la ZM et des grandes zones observées sans présence visible de ces derniers en parcourant l'échantillon caractérisé. Il existe également des incertitudes sur la qualité des analyses par MET des ZM après la préparation des échantillons, qui pourrait nuire à la visibilité des précipitations.

La **Figure 3.20** est une image MET de la ZM de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) prise dans le plan de direction cristallographique $\langle 001 \rangle$. Comme dans les cas précédents, les images prises dans ce plan d'axe doivent permettre d'observer les précipités β'' dans la microstructure, l'objectif étant de comparer les précipitations dans les ZM en fonction des paramètres de soudage. Cependant, aucun précipité n'est visible sur cette image et aucun autre n'a été trouvé lors de l'analyse de cet échantillon. Aucun précipité n'a été

repéré également dans la ZM de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) dans la même direction cristallographique. Des incertitudes existent toutefois sur leur répartition et leur visibilité dans la ZM, comme observé précédemment dans le cas de la soudure T9, et il est possible que la zone observée de l'échantillon ne comprennent que des zones où les précipités ont été dissous ou disloqués par le malaxage. Des dispersoïdes de forme ovale sont cependant observés au milieu de l'image. Ces dispersoïdes sont trop rarement visibles sur les images MET et probablement trop grands pour avoir un réel impact sur le durcissement structural des ZM, ils ne sont ainsi pas pris en compte. L'hypothèse émise précédemment au sujet de la très faible quantité de précipités β'' et celle au sujet de la répartition très hétérogène de ces derniers dans les ZM sont considérées, rendant trop complexe leur caractérisation par MET en plus de la difficulté de préparation des échantillons. Ainsi, les précipitations caractérisées dans la ZM de la soudure T9 ont servi de référence pour estimer les dimensions des précipités de phase β'' dans la ZM de toutes les soudures par BT-FSW en considérant qu'elles sont toutes les mêmes. La densité volumique des mêmes précipités a été estimée à l'aide des analyses DSC.

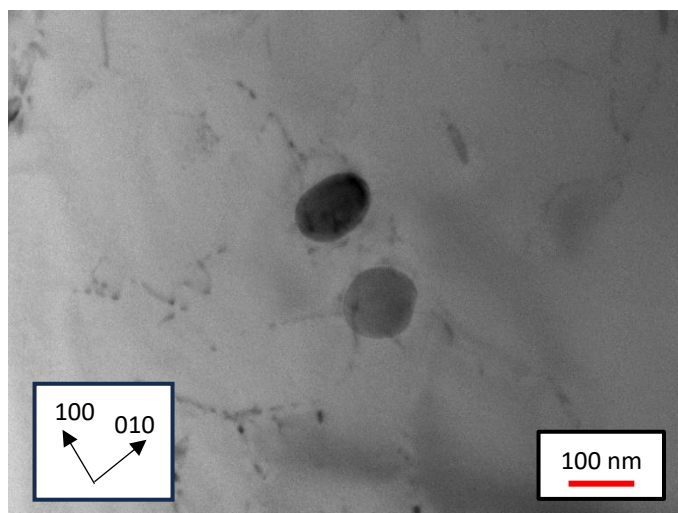


Figure 3.20 Image MET de la zone malaxée de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) prise dans la direction cristallographique $\langle 001 \rangle$ (grossissement 25kX)

La **Figure 3.21** représente des images MET de la ZM de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) prises dans le plan de direction cristallographique $\langle 011 \rangle$ pour observer les dislocations présentes dans la microstructure. Ces dislocations, repérées par des flèches blanches sur la figure, sont visibles sous forme de lignes courbées. Elles proviennent vraisemblablement des déformations impliquées par le malaxage lors du procédé et sont visibles dans des grains où la recristallisation dynamique n'a pas été complète.

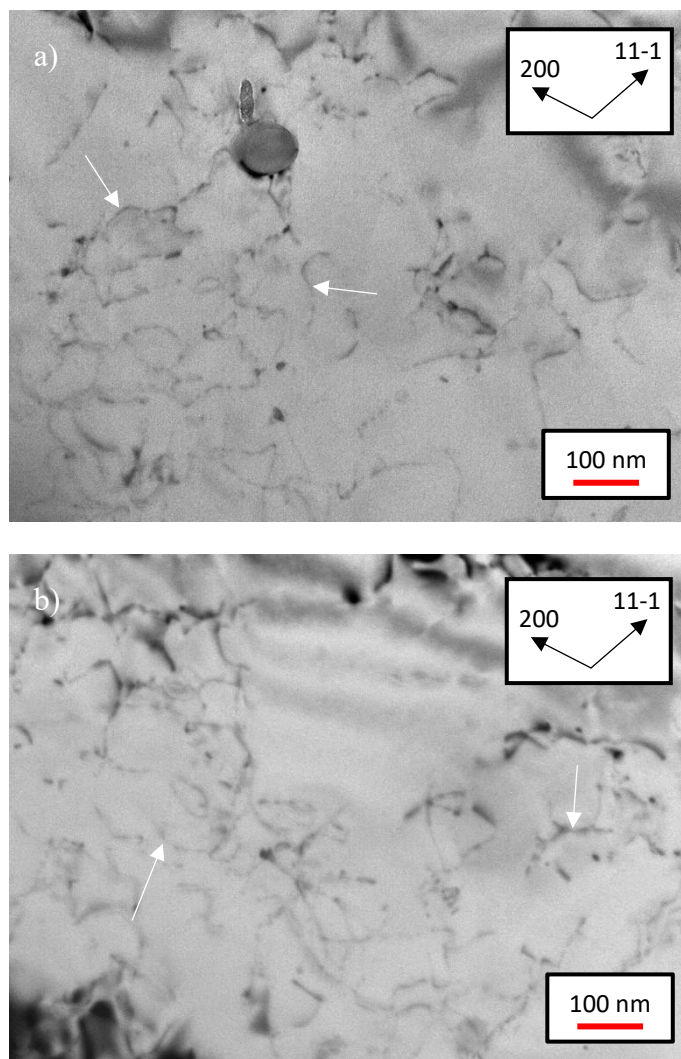


Figure 3.21 Images MET de la zone malaxée de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) dans deux zones a) et b) prises dans la direction cristallographique $\langle 011 \rangle$ (grossissement 25kX)

Il existe cependant des incertitudes sur le comptage des dislocations à cause de leur forme difficile à discerner et liées au fait que certaines ont également pu apparaître lors de la préparation des échantillons pour l'expertise par MET, pendant laquelle de légères déformations sont en effet possibles. Toutes les dislocations visibles sur les images MET sont cependant considérées pour comparer les ZM en fonction des vitesses de soudage et estimer le durcissement structural qu'elles impliquent dans ces zones. Dans le cas de la ZM de la soudure T9, la densité surfacique moyenne calculée à partir des images est $8,40 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$.

La **Figure 3.22** représente des images MET de la ZM de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) prises dans le plan de direction cristallographique $\langle 011 \rangle$ pour observer les dislocations présentes dans la microstructure, s'agissant de la soudure réalisée avec la vitesse d'avance la plus rapide. La proportion de ces dislocations, repérées par des flèches blanches sur la figure, devait être comparée à celle des dislocations observées dans la ZM de la soudure T9 pour évaluer l'impact des paramètres de soudage sur la proportion de ces dislocations dans la ZM. Celle de la soudure T11 semble en avoir davantage. En effet, lorsque la vitesse d'avance est plus rapide, le cycle thermique au cours du procédé est plus court, réduisant la durée de recristallisation dynamique dans la ZM. Par conséquent, la ZM comprend un plus grand nombre de dislocations résiduelles formées par le malaxage induit par le pion. La répartition des dislocations ne semble cependant pas homogène, et elles peuvent se concentrer davantage autour de dispersoïdes présents dans la microstructure, comme sur l'image a) de la **Figure 3.22**. L'étude des images MET a confirmé que la ZM de la soudure T11 comprend en effet davantage de dislocations que celle de la soudure T9, avec une densité surfacique moyenne de $1,22 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$.

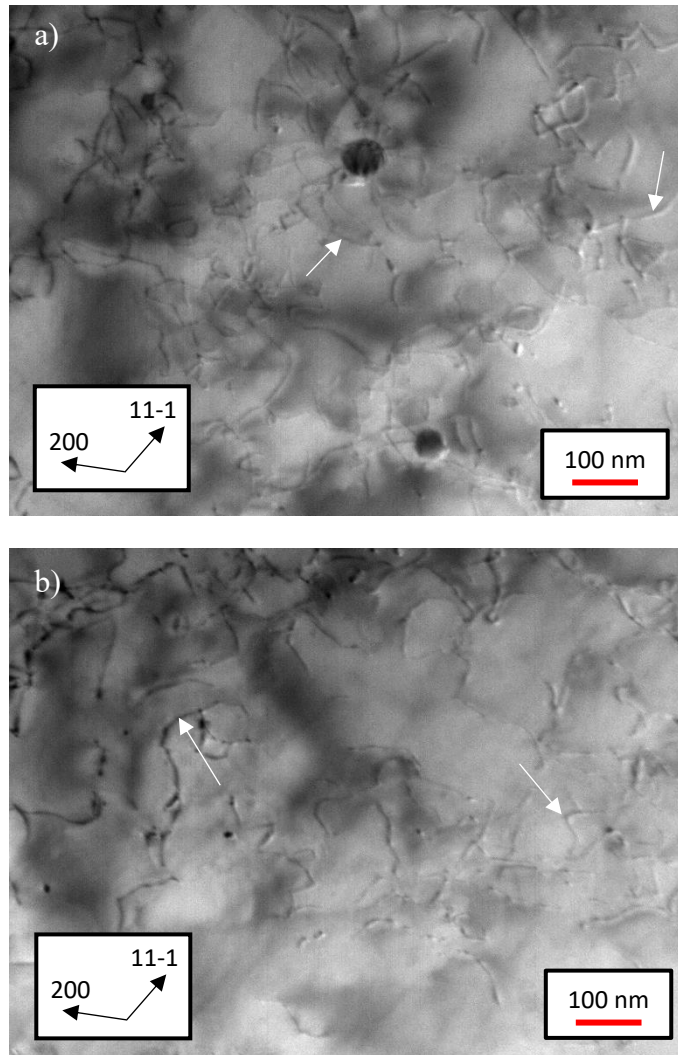


Figure 3.22 Images MET de la zone malaxée de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) dans deux zones a) et b) prises dans la direction cristallographique $\langle 011 \rangle$ (grossissement 25kX)

La **Figure 3.23** représente des images MET de la ZM de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) dans le plan de direction cristallographique $\langle 011 \rangle$ pour observer les dislocations présentes dans la microstructure, s'agissant de la soudure réalisée avec la vitesse d'avance la plus lente. Les dislocations, repérées par des flèches blanches sur la figure, paraissent beaucoup moins nombreuses dans cette ZM, bien qu'elles paraissent aussi beaucoup plus grandes. Cela confirme l'hypothèse d'un cycle thermique plus long à plus faible vitesse d'avance, permettant une plus longue durée de recristallisation dynamique dans

la ZM et par conséquent moins de dislocations résiduelles dans la microstructure. La plus grande taille des dislocations peut s'expliquer par une durée de malaxage plus longue, impliquée également par une vitesse d'avance plus lente. La densité surfacique moyenne de dislocations dans la ZM de la soudure T7 évaluée à partir des images MET est $3,96 \times 10^{13} \text{ m}^{-2}$, confirmant la plus faible quantité de dislocations pour de plus faibles vitesses d'avance. Ceci joue sur l'impact des dislocations sur le durcissement structural de la ZM, et donc devrait impacter la dureté de cette dernière.

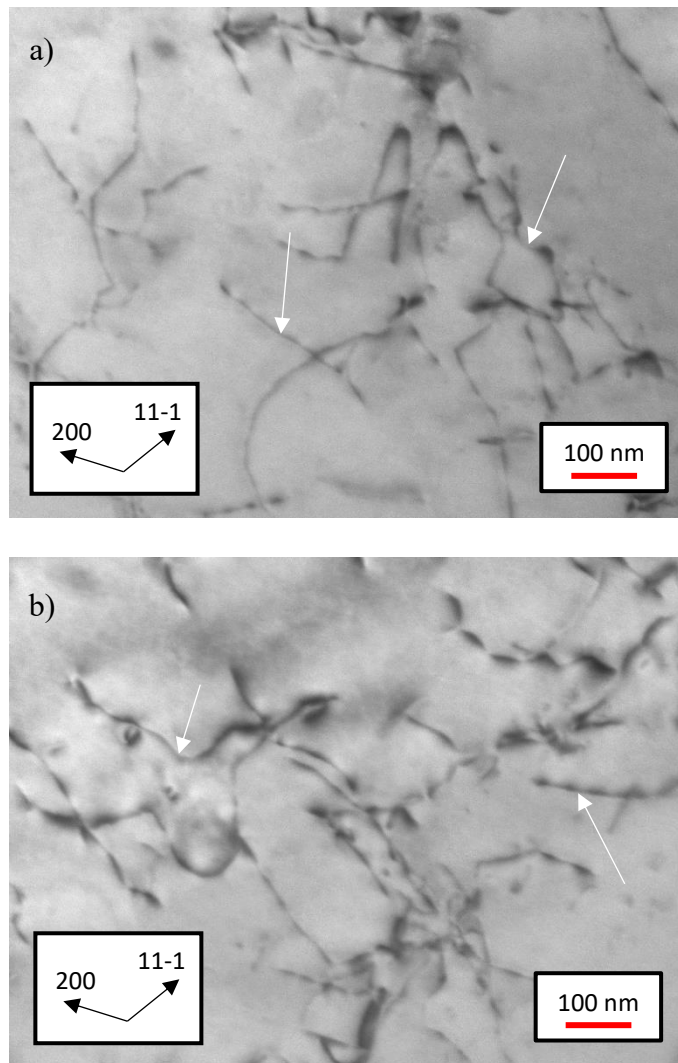


Figure 3.23 Images MET de la zone malaxée de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) dans deux zones a) et b) prises dans la direction cristallographique $\langle 011 \rangle$ (grossissement 25kX)

Les précipitations ont également pu être étudiées dans les ZAT côté Avance des soudures. La **Figure 3.24** est une image MET de la ZAT côté Avance de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) prise dans le plan de direction cristallographique $\langle 001 \rangle$ pour y observer les précipitations et comparer ces dernières avec celles présentes dans la microstructure de l'alliage de base 6061-T6 et dans celle des ZM. Bien que difficilement perceptibles et de faible netteté sur l'image, des précipités sont visibles. Ils sont encore de forme aciculaire et orientés dans les directions $\langle 001 \rangle$ et $\langle 010 \rangle$, repérés par des flèches blanches sur la figure, et quelques sections repérées par des flèches rouges sous forme de points noirs de précipités orientés dans la direction $\langle 001 \rangle$ sont également visibles. Leur forme et leur ressemblance avec les précipités déjà observés précédemment sur les images MET du métal de base et de la ZM de la soudure T9 laissent supposer qu'il s'agit encore de précipités de phase β'' .

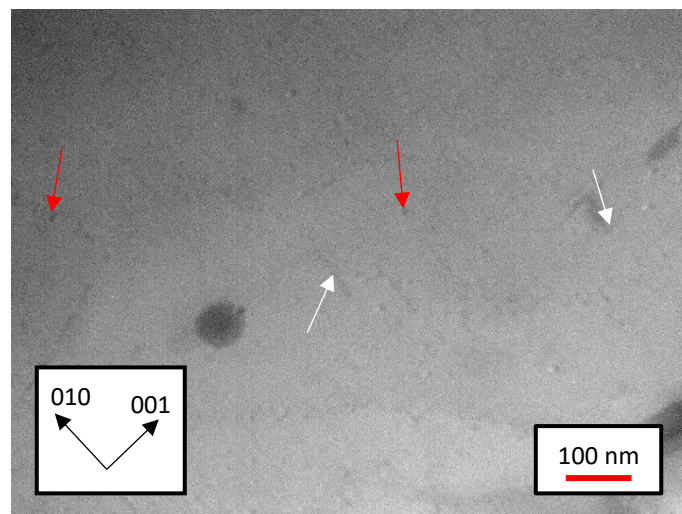


Figure 3.24 Image MET de la zone affectée thermiquement côté Avance de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) prise dans la direction cristallographique $\langle 001 \rangle$ (grossissement 25kX)

Cependant, ces précipités semblent en bien moins grande quantité que dans le métal de base mais beaucoup plus importante que dans les ZM, et ils sont répartis uniformément. Ainsi, les précipités auraient été dissous par la chaleur émise par le procédé de BT-FSW mais

la température atteinte dans la ZAT étant moins importante que dans la ZM d'après les données de mesures du **Tableau 3.1** et la zone de soudure n'ayant pas subi de contraintes mécaniques, les précipités résiduels provenant de l'alliage de base y sont ainsi plus nombreux et sont toujours orientés dans les trois directions cristallographiques. Les images MET obtenues de la ZAT côté Avance de la soudure T9 comme celle de la **Figure 3.24** ne sont cependant pas assez bonnes pour être exploitées, et les précipités ne sont pas suffisamment distinguables pour pouvoir être mesurés pour déterminer leur taille moyenne et comptés pour déterminer leur densité.

La **Figure 3.25** représente des images MET de la ZAT côté Avance de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) prises dans le plan de direction cristallographique $\langle 001 \rangle$ pour y observer les précipitations et comparer ces derniers avec ceux présents dans la même zone de la soudure T9 et évaluer l'impact des paramètres de soudage sur leurs caractéristiques. Ces précipités sont toujours de forme aciculaire et orientés dans les directions $\langle 100 \rangle$ et $\langle 010 \rangle$, repérés par des flèches blanches sur la figure, avec quelques sections de précipités repérés par des flèches rouges orientés dans la direction $\langle 001 \rangle$ visibles, s'agissant encore de précipités de phase β'' . La visibilité est cependant meilleure que les images prises dans la ZAT côté Avance de la soudure T9. L'exploitation des images MET prises dans la ZAT côté Avance de la soudure T7 ont permis de mesurer une longueur moyenne des précipités de 84,45 nm et une section moyenne d'environ 5 nm². Les précipités auraient ainsi des dimensions réduites en comparaison de ceux présents dans l'alliage de base par le cycle thermique. La densité volumique moyenne calculée avec l'équation (2.1) de ces précipités est $3,56 \times 10^{20} \text{ m}^{-3}$, confirmant qu'ils sont présents en beaucoup moins grande quantité que dans l'alliage de base 6061-T6. Les analyses par MET des ZAT des autres soudures ou de la

ZAT du côté Recul de la soudure T7 n'ont pas été réalisées pour cause de complexité de préparation des échantillons, de disponibilité des équipements et de délai restreint. Les données obtenues de l'analyse de la ZAT côté Avance de la soudure T7 ont servi de référence pour déterminer les dimensions des précipités de toutes les autres ZAT.

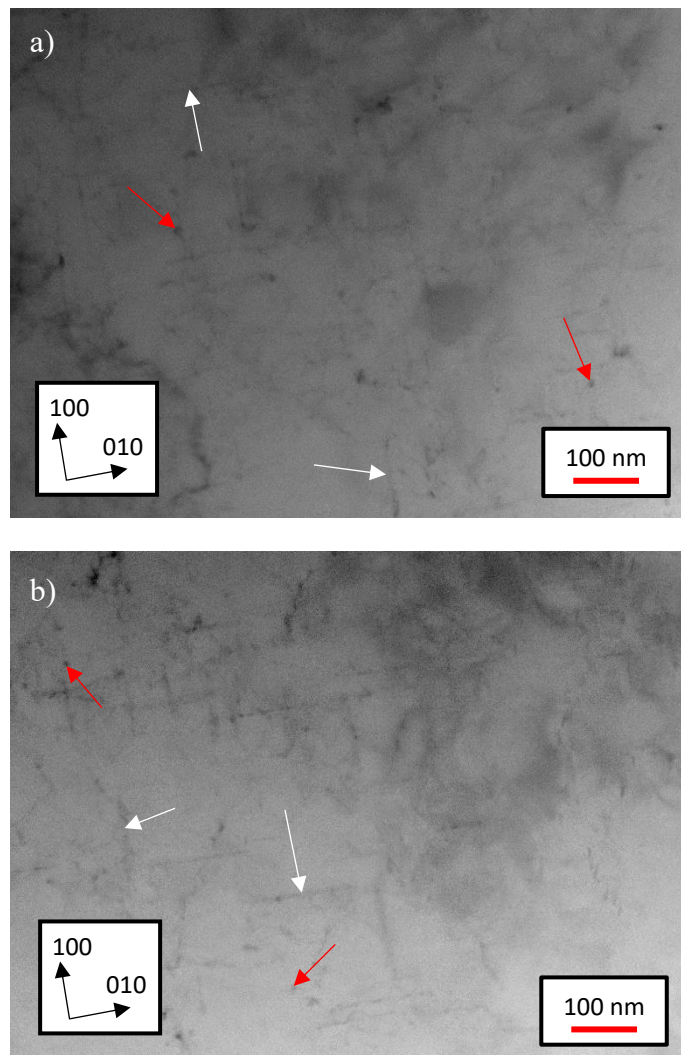


Figure 3.25 Images MET de la zone affectée thermiquement côté Avance de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) dans deux zones a) et b) prises dans la direction cristallographique $\langle 001 \rangle$ (grossissement 25kX)

Pour rappel, les dislocations dans l'alliage de base 6061-T6 et dans les ZAT n'ont pas été caractérisées en considérant qu'elles sont inexistantes, l'alliage de base ayant été traité à

chaud et ayant subi un traitement de vieillissement, et les ZAT n'ayant pas subi de contraintes mécaniques pendant le procédé [48, 49]. Le **Tableau 3.4** est un récapitulatif des caractéristiques relatives aux précipitations et aux dislocations observées par MET dans l'alliage 6061-T6 et les zones de soudure. La hausse de température impliquée par le BT-FSW provoque une dissolution des précipités de phases β'' présents dans l'alliage de base, surtout dans la ZM où la température est plus élevée. Dans cette dernière, le malaxage implique également une dislocation des précipités et leur densité est rendue très faible, et ils ne sont orientés que dans une seule direction. Ainsi, les précipités semblent n'avoir que très peu d'impact sur la dureté de la ZM, cependant il subsiste une certaine incertitude en raison de la difficulté d'observation des précipités par MET dans ces zones. Davantage de précipités résiduels sont visibles dans la ZAT avec la température atteinte moins élevée lors du procédé. Ils sont également plus longs que ceux dans l'alliage de base, le cycle thermique permettant leur croissance. Les précipités restants dans la ZM sont encore plus longs. L'impact des vitesses d'avance sur la proportion et les dimensions des précipités dans la ZM et les ZAT n'a pas pu être déterminé, au contraire de celui sur la densité des dislocations formées dans la ZM par le malaxage. Plus la vitesse d'avance est élevée, plus cette densité est importante, conséquence d'un cycle thermique plus court réduisant la durée de recristallisation dynamique. Cependant, il n'est pas impossible que des précipitations et dislocations supplémentaires se soient formées pendant la préparation des échantillons. Les dimensions des précipités ont été estimées comme étant les mêmes dans toutes les ZM et dans toutes les ZAT des soudures, impliquant une incertitude sur leurs dimensions. Les analyses DSC complètent les analyses par MET pour caractériser les précipitations dans les zones de soudure.

Tableau 3.4 Récapitulatif des données relatives aux précipitations et aux dislocations dans les zones de soudures par BT-FSW déterminées par MET

Échantillon	Outil	Vitesse de rot. (tr/min)	Vitesse d'av. (mm/min)	Longueur moyenne des précipités (nm)	Section moyenne des précipités (nm ²)	Densité volumique des précipités ($\times 10^{20}$ m ⁻³)	Densité surfacique de dislocations ($\times 10^{13}$ m ⁻²)
MB 6061-T6	C	x	x	41,85	10	171,89	x
T7 ZM	C	800	400	132*	5*	ND	3,96
T9 ZM	C	800	600	132	5	2,90	8,39
T11 ZM	C	800	900	132*	5*	ND	12,17
T7 ZAT Av	C	800	400	84,45	5	3,55	x

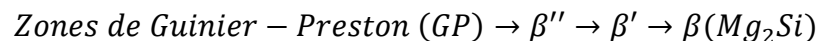
* valeurs estimées

ND = valeurs non déterminées

x = valeurs inexistantes

3.2.4. Analyses DSC

La ZM et la ZAT côté Avance de la majorité des soudures réalisées avec l'outil C ont été soumises à l'analyse DSC, en plus du métal de base. Les courbes d'analyse DSC donnent une indication sur les phases se formant dans la microstructure des zones de soudure et leur proportion relative pour comparer les précipitations dans les zones spécifiques en fonction des paramètres de soudage. La **Figure 3.26** est une représentation de la courbe d'analyse DSC obtenue de l'alliage 6061-T6 comparée avec celles obtenues de la ZM et de la ZAT côté Avance de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min). Pour chaque courbe, trois pics exothermiques caractéristiques ont été repérés, notés A autour de 250 °C, B autour de 280 °C et C autour de 450 °C. Ces pics sont respectivement caractéristiques des précipitations des phases β'' (phase aciculaire), β' (phase en forme de tige) et β (phase nodulaire) du composé de siliciure de magnésium (Mg_2Si) [29, 68, 80, 87]. Ces précipités devraient ainsi être les principaux observés dans la microstructure du métal de base et des soudures, et la séquence de précipitation des alliages Al-Mg-Si est la suivante [30, 80, 84]:



Cependant, en fonction des échantillons analysés, les pics A, B et C diffèrent selon leur température et leur aire, caractéristiques de la vitesse de précipitation et de la proportion de phases dans la microstructure. En effet sur la **Figure 3.26** permettant d'étudier les différences de précipitation en fonction des zones de soudure, pour le pic A relatif à la précipitation de phase β'' , il est situé à plus basse température dans le cas de la ZAT (environ 230 °C) que dans le cas de la ZM (environ 250 °C) de la soudure T11, ce qui signifie que les

précipités se forment plus rapidement et à plus basse température dans le cas de la ZAT et seraient de plus grande taille.

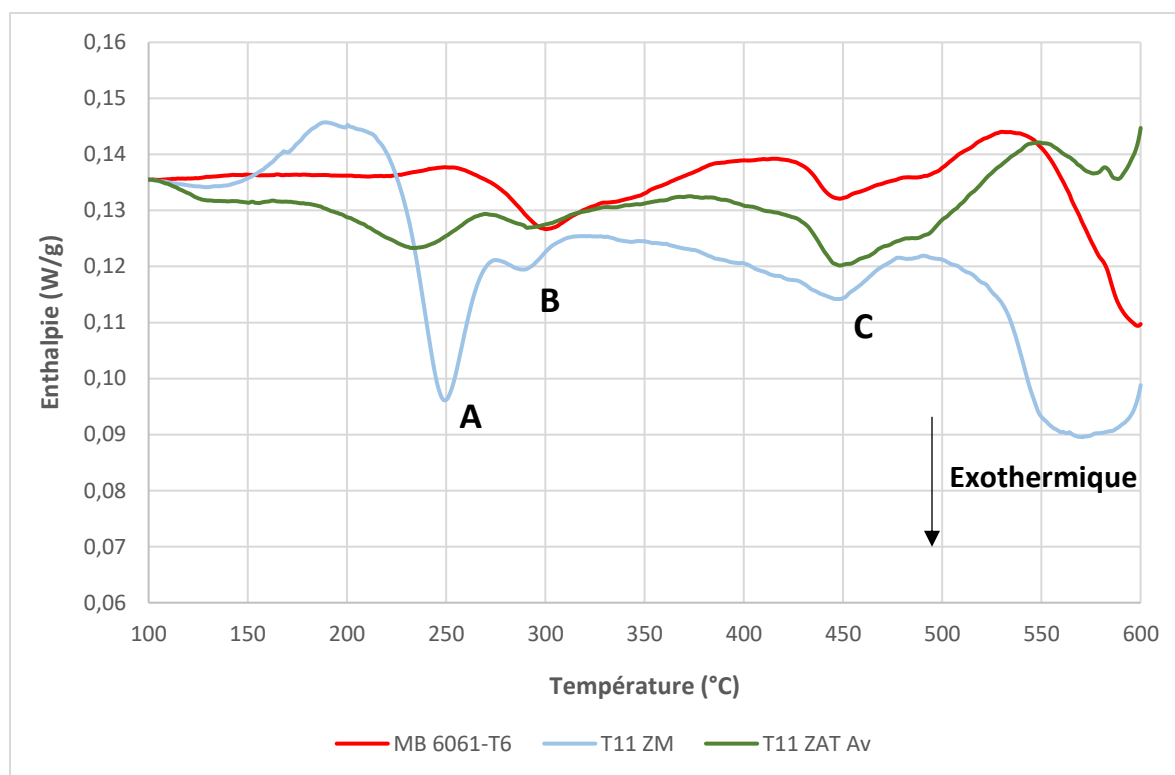


Figure 3.26 Courbes d’analyses DSC de l’alliage de base 6061-T6 et des ZM et ZAT côté Avance de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min)

L’aire du pic est plus importante dans le cas de la ZM, ce qui signifie que la proportion de phases β'' y est moins importante après le soudage comme il s’en forme davantage lors de l’analyse DSC et n’étaient donc pas présents dans l’échantillon. En revanche, ce pic semble très léger dans le cas du métal de base, ce qui signifie que la phase γ est présente en beaucoup plus grande quantité que dans les zones de soudure et que la précipitation lors de l’analyse DSC est donc très faible. L’alliage de base 6061-T6 est donc constitué de précipités de phase β'' aciculaire monoclinique Mg_5Si_6 après un traitement de vieillissement (relatif à l’indicatif T6) [81 - 83]. Cela renforce l’hypothèse des précipités de phase β'' visibles sur les images MET de l’alliage, comme celles de la **Figure 3.18**. Le pic B relatif aux précipitations

de la phase β' semble être approximativement identique pour les courbes de la ZM et de la ZAT de la soudure T11 sur la **Figure 3.26**, sans considérer le fait que les pentes des courbes sont imparfaites. Or, l'aire de ce même pic est plus importante dans le cas de l'alliage de base 6061-T6. Ainsi, le procédé de BT-FSW conduit à la précipitation de phases β' dans les zones de soudure, présentes en plus grande quantité que dans l'alliage de base où elles sont potentiellement inexistantes. Or ces phases, théoriquement en forme de tiges plus larges que les précipités aciculaires de la phase β'' , n'ont pas été identifiées sur les images MET de l'alliage de base et des zones de soudure. Cependant des incertitudes liées à la qualité des analyses DSC et des échantillons peuvent résulter à des défauts des pentes des courbes et des pics parasites à cause de défauts de calibration de l'équipement et de probables impuretés sur l'échantillon. Le pic C relatif aux précipitations de phase β de composé Mg_2Si sont semblables pour les trois courbes de la **Figure 3.26**, signifiant que le procédé de BT-FSW n'impacte pas leur proportion dans les zones de soudure et la phase est potentiellement inexistante dans l'alliage. Ainsi, seule la phase β'' aciculaire a été considérée pour la comparaison des précipitations dans les zones de soudure et comme impactant la dureté de ces dernières, cette phase étant la principale responsable du durcissement structural [84].

Après avoir comparé les précipitations dans les différentes zones d'une même soudure par BT-FSW, il est intéressant de comparer les courbes d'analyse DSC de la même zone de plusieurs soudures pour évaluer l'impact des paramètres de soudage sur les précipitations dans cette zone. La **Figure 3.27** représente les courbes obtenues après les analyses menées sur les ZM des soudures T7, T9 et T11 (outil C, 800 tr/min, 400, 600 et 900 mm/min respectivement), pour visualiser les courbes obtenues sur des soudures par BT-FSW à vitesses d'avance lente, rapide et intermédiaire. Il est difficile d'obtenir des courbes

parfaitement horizontales dans leur partie linéaire à cause de la difficulté de calibrage de l'équipement et les pentes des trois courbes sur ce graphique ne sont ni identiques ni parfaitement stable pour chacune d'elles, ce qui complique la comparaison et la mesure de l'aire des pics. Tous les pics A relatifs aux précipitations de phase β'' se situent approximativement à la même température, environ 250 °C, signifiant que la vitesse de précipitation est la même pour toutes les ZM et la taille moyenne des précipités devrait ainsi être quasiment identique. L'aire de ces pics diffère toutefois légèrement entre les différentes soudures, en sachant que la quantité de précipités de phase β'' est déjà très faible et avec des précipités seulement répartis dans de petites zones comme il a pu être observé par MET. Le pic A de la courbe de la soudure T11 a ainsi une aire légèrement inférieure, ce que signifie que la ZM de cette soudure comprend davantage de précipités de phase β'' . Les cycles thermiques et de malaxage plus courts impliqués par une vitesse d'avance plus importante permettrait ainsi d'avoir une plus grande proportion de précipités β'' résiduels. Le pic B a quant à lui une aire légèrement plus importante dans le cas de la soudure T11 tandis que les pics C, sans tenir compte de la pente des courbes, sont identiques. Les phases β' et β relatives aux pics B et C sont cependant considérées inexistantes dans la microstructure des soudures et ne sont donc pas étudiées.

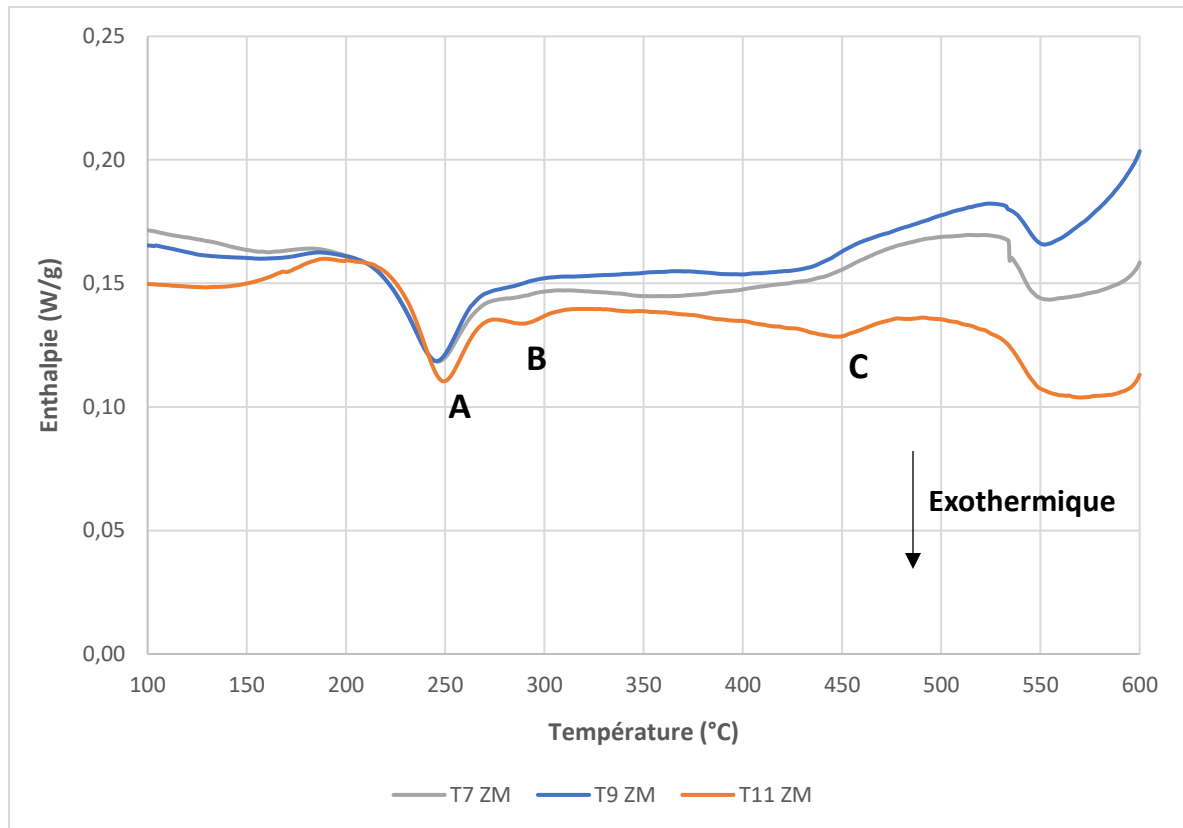


Figure 3.27 Courbes d'analyse DSC des ZM des soudures T7, T9 et T11 (outil C, 800 tr/min, 400, 600 et 900 mm/min respectivement)

Les ZAT sont également comparées entre chaque soudure par BT-FSW pour évaluer l'impact du procédé sur la proportion de précipitations. La **Figure 3.28** représente les courbes obtenues après les analyses menées sur les ZAT côté Avance des soudures T7, T9 et T11 (outil C, 800 tr/min, 400, 600 et 900 mm/min respectivement). Ces courbes permettent également de constater l'influence des paramètres de soudage sur la proportion de précipités de phase β'' dans la ZAT. En effet, le pic A de la courbe de la soudure T7 a une aire beaucoup plus importante que ceux des soudures T9 et T11, ce qui signifierait qu'une plus faible vitesse d'avance implique une moins grande proportion de précipités β'' . Cette moins grande proportion serait due à la dissolution d'un plus grand nombre de dissolution des précipités, conséquence d'un plus long cycle thermique lors du procédé de BT-FSW dû à une lente

vitesse d'avance de l'outil. La courbe de la soudure T7 ne comporte qu'un pic A très large et ne comporte pas de pic B caractéristique de la phase β' . Cependant, une fois encore, seules les précipitations de la phase β'' sont prises en compte. Les courbes de la **Figure 3.28** ne sont également pas horizontales dans leurs parties linéaires, ce qui signifie que les conditions d'analyse et de calibration ne sont pas idéales et que les résultats peuvent comporter certaines incertitudes.

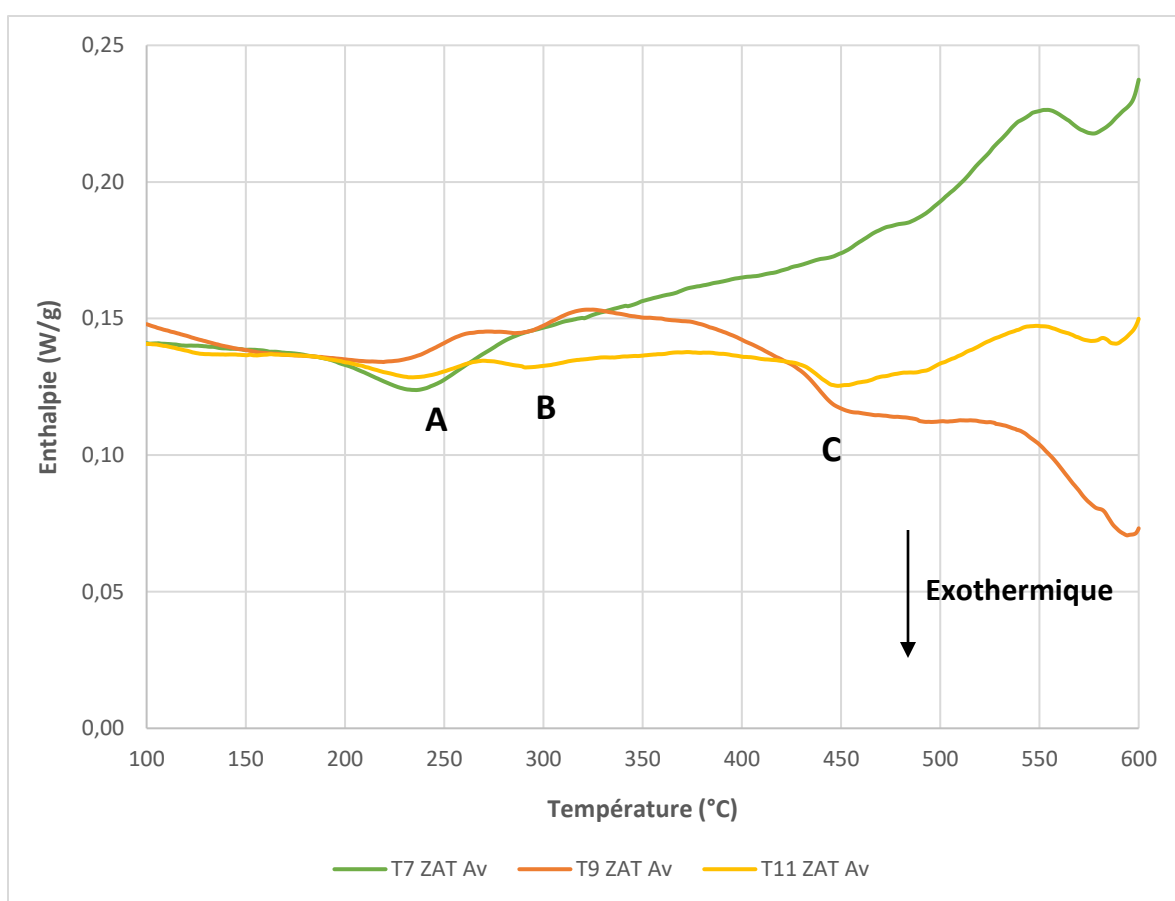


Figure 3.28 Courbes d'analyse DSC des ZAT côté Avance des soudures T7, T9 et T11 (outil C, 800 tr/min, 400, 600 et 900 mm/min respectivement)

L'aire des pics A de chaque courbe d'analyse DSC de l'alliage de base 6061-T6, des ZM et des ZAT côté Avance de toutes les soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C ont été mesurées par calcul d'intégrales sous les pics des courbes avec le logiciel Excel pour

comparer les proportions relatives de précipités de phase β'' , responsables du durcissement structural de la microstructure de l'alliage et des soudures, dans chaque échantillon. Les proportions réelles ont ensuite été calculées en prenant comme référence la proportion dans l'alliage de base calculée à partir des images MET dans la section 3.2.3 ($171,89 \times 10^{20} \text{ m}^{-3}$). Les précipités dans la ZM de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) sont considérés inexistants, cette soudure ayant été réalisée à la vitesse d'avance la plus lente permettant des cycles thermiques et mécaniques plus longs qui auraient fait dissoudre et disloquer les précipités. Par ailleurs, aucun de ces précipités n'a été observé par MET dans cette zone. L'aire du pic A de la courbe d'analyse DSC de la soudure T7 correspondrait donc à une précipitation maximale de la phase β'' lors de l'analyse, et cette aire est prise comme référence. Ainsi, les proportions relatives des précipités de phase β'' dans chaque zone de soudure ont été déterminées avec l'équation suivante :

$$f_{\beta''} = 1 - \frac{A}{A_b} \quad (3.1)$$

avec A l'aire du pic A de la courbe d'analyse DSC d'un échantillon et A_b l'aire du pic A de la courbe d'analyse DSC de la soudure T7, servant d'aire de pic de référence [28]. La densité volumique de précipités de phase β'' dans chaque échantillon a ensuite été calculée avec l'équation suivante :

$$\rho = f_{\beta''} \times \frac{\rho_0}{f_0} \quad (3.2)$$

avec ρ_0 la densité volumique de précipités de phase β'' calculée dans l'alliage de base 6061-T6 à partir des images par MET ($171,89 \times 10^{20} \text{ m}^{-3}$) et f_0 la proportion relative de ces précipités dans l'alliage de base calculée avec l'équation (3.1). Le **Tableau 3.5** regroupe les résultats des mesures des pics A des courbes d'analyse DSC de chaque échantillon d'alliage de base 6061-T6 et des zones de soudure par BT-FSW réalisées avec l'outil C, ainsi que les calculs des proportions relatives et des densités volumiques des précipités de phase β'' réalisés avec les équations (3.1) et (3.2) en ayant résulté.

Tableau 3.5 Mesures d'aire des pics A des courbes d'analyse DSC des échantillons et calcul des densités volumiques des précipités β''

Zone de soudure	Aire relative mesurée pic A	Proportion relative de précipités β'' (%)	Densité volumique de précipités β'' ($\times 10^{20} \text{ m}^{-3}$)
MB 6061-T6	0,058	93,80	171,89
T7 ZM	0,934	0	0
T8 ZM	1,048	-12,18	-22,32
T9 ZM	1,110	-18,84	-34,52
T10 ZM	0,745	20,27	37,15
T11 ZM	0,806	13,79	25,27
T7 ZAT Av	0,892	4,58	8,39
T8 ZAT Av	x	x	x
T9 ZAT Av	0,294	68,48	125,50
T10 ZAT Av	0,126	86,51	158,54
T11 ZAT Av	0,399	57,25	104,91

Les données de la ZAT côté Avance de la soudure T8 (outil C, 800 tr/min, 500 mm/min) sont manquantes, l'analyse DSC n'ayant pas pu être réalisée dessus. Les résultats ne sont dans l'ensemble pas cohérents, avec notamment des proportions et des densités négatives dans le cas des ZM des soudures T8 et T9 (outil C, 800 tr/min, 500 et 600 mm/min respectivement), des valeurs physiquement dénuées de sens. Les aires mesurées des pics A des courbes d'analyse DSC de ces soudures sont en effet supérieures à celle du pic A de la courbe de la ZM de la soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) qui comme stipulé

précédemment ne contient aucun précipité β'' ou devrait en contenir la plus faible quantité parmi tous les échantillons testés, cette soudure étant celle réalisée à la plus faible vitesse d'avance. L'aire du pic A relative à la ZM de cette soudure devrait donc être la plus élevée en comparaison de celle des pics A des ZM des autres soudures. Les résultats des courbes des ZAT ne sont pas cohérents non plus, avec une aire du pic A plus importante pour la ZAT côté Avance de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) que pour celle des soudures T9 et T10 (outil C, 800 tr/min, 600 et 700 mm/min respectivement). Cela signifie que la ZAT de la soudure T11 comprendrait une densité moins importante de précipités de phase β'' , contrairement aux spéculations sur le fait que cette densité est plus élevée avec une vitesse d'avance plus rapide de l'outil grâce à des cycles thermiques plus courts permettant une dissolution moins importante des précipités. La densité calculée des précipités pour les ZAT côté Avance des soudures T9 et T10 semblent également anormalement proches de celle de l'alliage de base 6061-T6, ce qui n'est pas vérifié par les images MET de la ZAT de la soudure T9 (**Figure 3.24**). Cela peut s'expliquer par des mesures inexactes des aires des pics des courbes d'analyse DSC avec le logiciel Excel, la tendance linéaire étant loin d'être parfaite et identique à toutes les courbes après les essais sur tous les échantillons. Il est difficile d'évaluer l'erreur de la pente des courbes et des calculs d'aire des pics qui en résultent. Des incertitudes portent également sur la position dans la ZAT à laquelle ont été prélevés les échantillons d'analyse DSC, la microstructure n'étant pas assurément homogène tout le long des ZAT des soudures par BT-FSW. Les densités calculées à partir des analyses DSC seront toutefois retenues pour les simulations mathématiques du durcissement structural des zones de soudure, les analyses par MET étant incomplètes ou pas assez précises en dehors de l'alliage de base.

3.3. Analyses mécaniques

Les analyses mécaniques permettent de caractériser la résistance des soudures par BT-FSW, et d'évaluer les hétérogénéités des zones de soudure et différencier ces dernières. Une corrélation a été établie entre la dureté des soudures et la résistance à la traction et la déformation des soudures. Ces analyses mécaniques ont également été mises en corrélation avec les analyses de la microstructure, afin de démontrer comment cette dernière agit dessus.

3.3.1. Mesures de microdureté

Les mesures de microdureté HV réalisées sur les sections des soudures par BT-FSW permettent de différencier les zones de soudure et de caractériser leur résistance et de comparer avec la dureté de l'alliage de base, et ainsi de constater l'impact de l'hétérogénéité de la microstructure, ainsi que l'impact des paramètres de soudage. La **Figure 3.29** représente une empreinte de mesure de microdureté HV appliquée dans l'alliage de base 6061-T6. La dureté HV est calculée à partir des dimensions des empreintes.

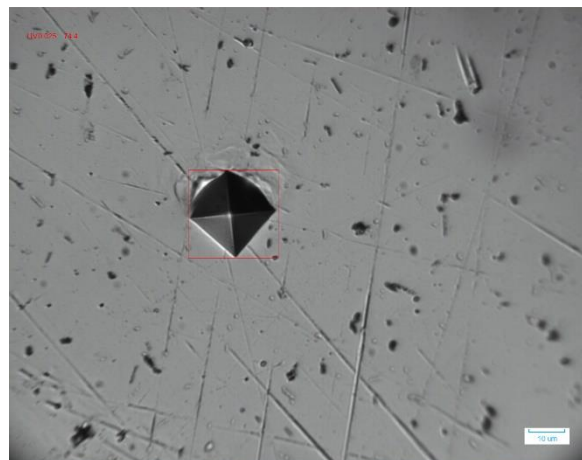


Figure 3.29 Empreinte de mesure de microdureté HV appliquée dans l'alliage 6061-T6 (grossissement 40X)

La **Figure 3.30** est une courbe de dureté d'une section transversale à la direction d'extrusion d'un échantillon d'alliage de base 6061-T6, les mesures ayant été réalisées sur une ligne horizontale au milieu de l'épaisseur de 6,35 mm d'une plaque identique à celles ayant été soudées par BT-FSW. L'homogénéité de l'alliage n'est pas parfaite, les valeurs de dureté n'étant pas égale le long de l'échantillon. La valeur moyenne des mesures de 83,35 HV a été reprise pour les caractérisations et les comparaisons avec les soudures réalisées à partir des mêmes plaques, avec un écart-type de 4,59. Cette moyenne est cependant inférieure à celle théorique de l'alliage 6061-T6 s'élevant à 107 HV selon les données de *Aerospace Specification Metals Inc* [56].

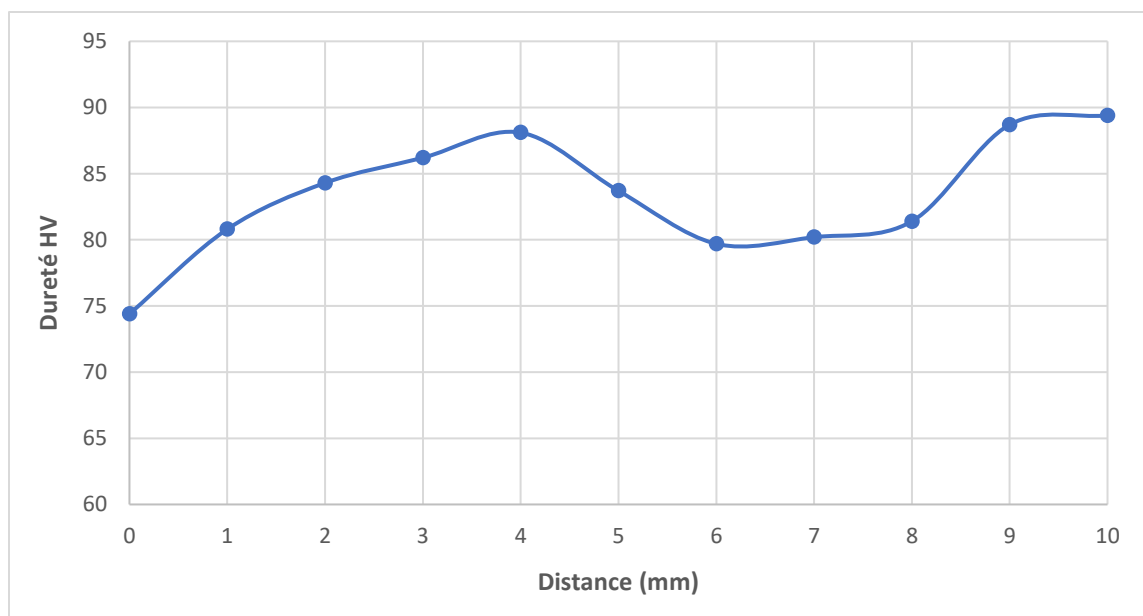


Figure 3.30 Profil de microdureté HV de la section transversale à la direction d'extrusion d'un échantillon d'alliage de base 6061-T6 (indentations de 25g pendant 20sec espacées de 1mm)

La **Figure 3.31** représente les profils de microdureté de sections transversales destinés à comparer l'effet des paramètres de soudage sur l'évolution de la dureté dans les différentes zones des soudures T1 (outil B, 800 tr/min, 400 mm/min) et T6 (outil B, 800 tr/min, 900 mm/min), qui sont les deux soudures réalisées avec les vitesses d'avance la plus

lente et la plus rapide respectivement avec l'outil B. Les distances négatives sur l'axe des abscisses correspondent au côté Avance de la soudure et celles positives correspondent au côté Recul, et la distance 0 correspond au centre de la zone soudée. Un profil en W est visible dans le cas de tous les échantillons de soudure, avec une zone de plus grande dureté proche du centre correspondant à la ZM, et deux zones de plus faible dureté de part et d'autre, correspondant aux ZAT. Les pentes de dureté décroissantes de part et d'autre du plateau de forte dureté correspondent aux ZATM. La caractéristique du profil en W des soudures par BT-FSW est confirmée [12, 16 - 19, 34]. À plus grande distance du centre des deux côtés, de plus grandes valeurs de dureté sont mesurées, la microstructure se rapprochant de celle de l'alliage de base. Les mesures n'ont pas été réalisées sur des distances assez grandes pour atteindre la dureté du métal de base loin du centre de la soudure au-delà des ZAT, faute de matériel le permettant, créant une certaine incertitude sur la largeur réelle d'influence du soudage sur la microstructure. La vitesse d'avance influe notamment sur la largeur de la ZM. En effet, comme visible sur la **Figure 3.31**, plus la vitesse est élevée, plus la largeur de la ZM est faible. Cependant les valeurs de dureté mesurées dans la ZM ont varié entre 70 et 80 HV entre tous les échantillons soudés avec l'outil B. La ZM ne se trouve également pas au centre de la zone soudée et est décalée vers le côté Avance. Concernant les ZAT, la vitesse d'avance ne semble pas avoir d'influence sur leur dureté moyenne ni sur leur largeur, celle du côté Avance étant à plus grande distance du centre du fait de la plus grande largeur de la ZM à de plus faibles vitesses d'avance, résultat d'un flux thermique plus important et de températures plus élevées, comme démontré par les mesures de températures lors des essais de soudage (**Tableau 3.1**). La ZAT du côté Recul est également beaucoup plus large, le flux thermique étant asymétrique des deux côtés de la soudure.

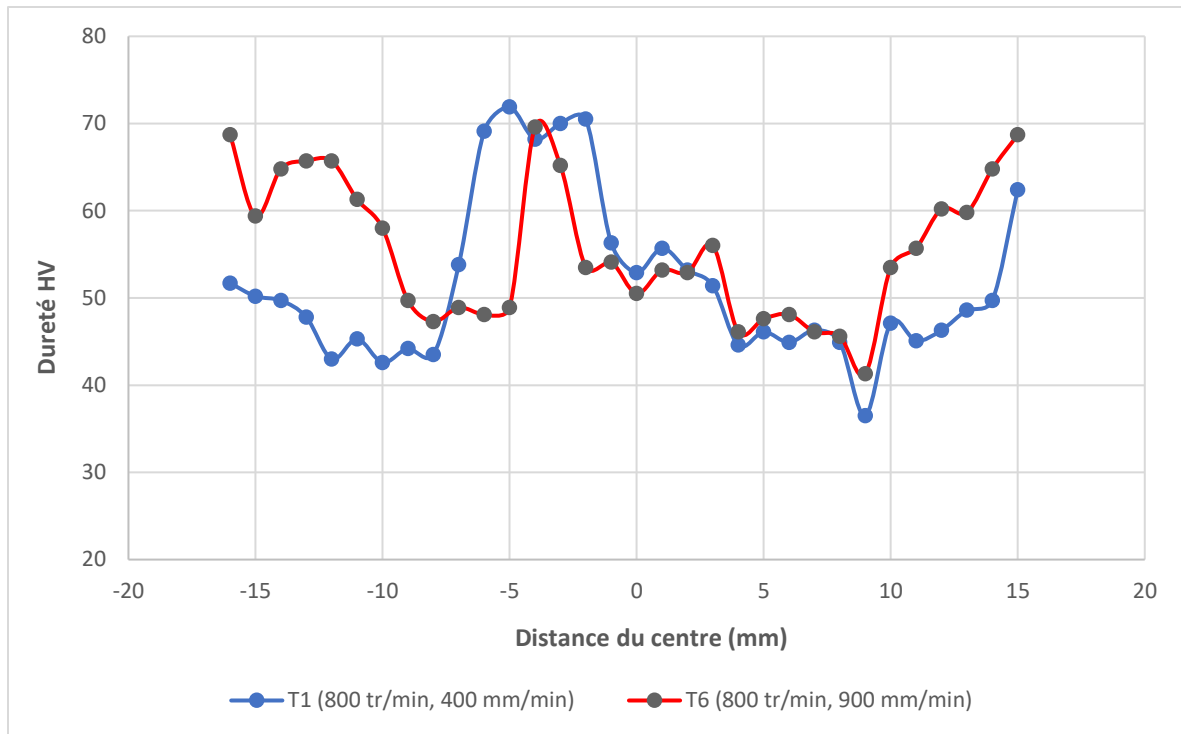


Figure 3.31 Profils de microdureté HV de sections transversales de soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil B (indentations de 25g pendant 20sec espacées de 1mm)

La **Figure 3.32** représente les profils de microdureté des sections transversales des soudures T7, T9 et T11 (outil C, 800 tr/min, 400, 600 et 900 mm/min respectivement) qui sont les soudures réalisées aux vitesses d'avance la plus lente, la plus rapide et à une vitesse intermédiaire avec l'outil C. Le même profil en W que dans le cas des soudures réalisées avec l'outil B est observé, avec une zone de plus forte dureté proche du centre correspondant à la ZM, des zones de plus faible dureté de part et d'autre correspondant aux ZAT et des pentes de dureté décroissante correspondant aux ZATM. De même, la largeur de la ZM est plus importante à plus faible vitesse d'avance, mais l'impact sur la dureté moyenne de la même zone est cette fois-ci plus prononcé, avec une valeur plus faible à vitesse plus lente contre une plus élevée à vitesse plus rapide, se rapprochant de la dureté de l'alliage de base. Cette plus forte dureté et plus grande largeur de la ZM de l'outil C confirme que celui-ci était plus adapté au BT-FSW des plaques d'alliage 6061-T6 des dimensions de celles utilisées que

l'outil B. La dureté est liée à la microstructure de la ZM, impactée par la densité de joints de grains et la densité de précipités et de dislocations qui varient en fonction de la vitesse d'avance comme observé lors des analyses de la microstructure en section 3.2. La plus grande densité de dislocations et de joints de grains dans la ZM de la soudure obtenue à vitesse d'avance plus rapide, comme caractérisé par EBSD et MET, permet ainsi une dureté plus élevée. La ZM plus large à vitesse d'avance plus lente est quant à elle due à des cycles mécaniques et thermiques plus longs, qui impliquent également une recristallisation dynamique plus longue, expliquant les grains plus gros, et par conséquent une plus faible densité de joints de grains, et la plus faible densité de dislocations. Ce cycle mécanique plus long implique donc également une dureté moins élevée de la ZM, les joints de grains et les dislocations étant des facteurs de durcissement structural. La dureté de la ZAT côté Recul est plus large que celle du côté Avance comme on peut le voir à la **Figure 3.32**. Cependant, la ZM ne semble pas être parfaitement au centre de la zone soudée mais légèrement décalée vers le côté Avance, conséquence des flux de matière et de chaleur impliqués par la géométrie de l'outil C. La ZAT du côté Recul semble aussi avoir une dureté légèrement plus faible que celle du côté Avance, ce qui serait également la conséquence d'un cycle thermique plus important qui aurait impliqué une densité plus faible de joints de grains et de précipités. Les mesures de dureté HV serviront de valeurs expérimentales comparées aux valeurs calculées par simulation mathématique pour chaque zone de soudure.

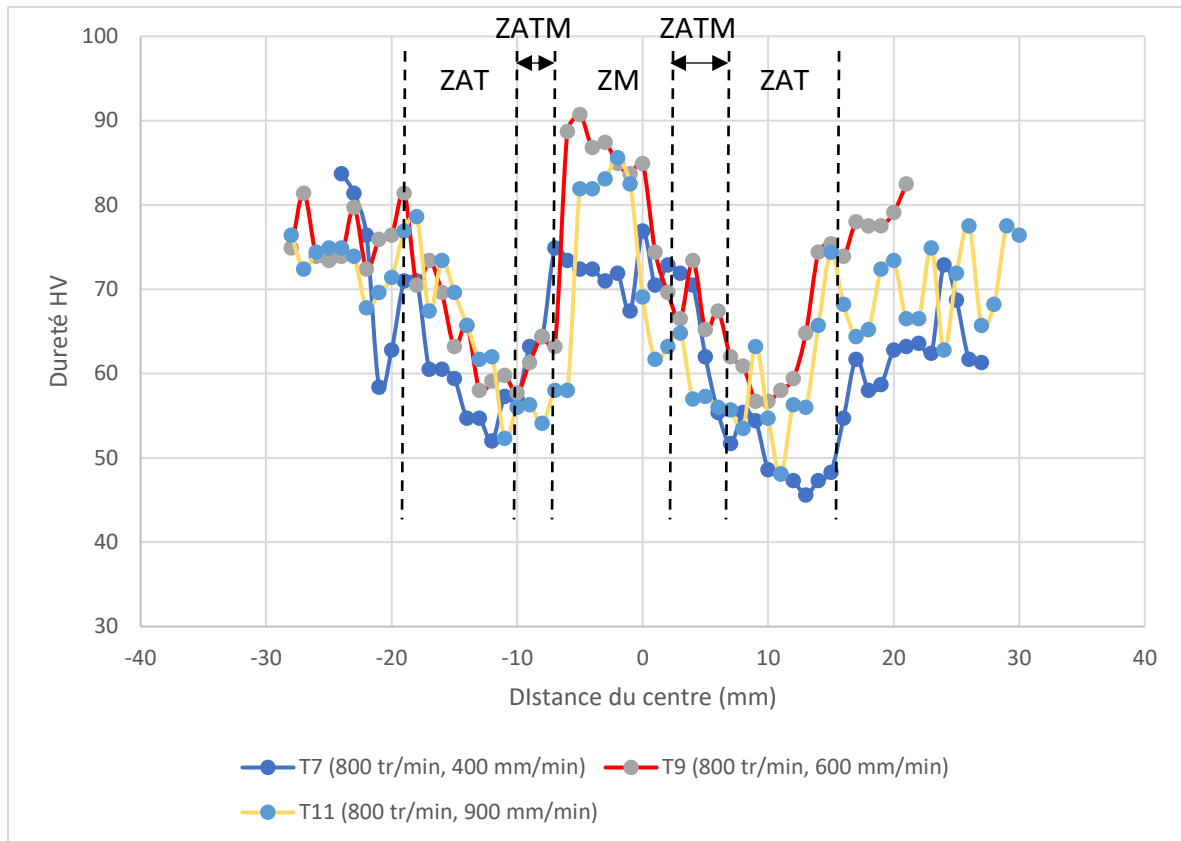


Figure 3.32 Profils de microdureté HV de sections transversales de soudures par BT-FSW réalisées avec l’outil C (indentations de 25g pendant 20sec espacées de 1mm)

3.3.2. Essais de traction avec analyses DIC

Toutes les soudures réalisées par BT-FSW avec l’outil C ont été soumises aux essais de traction avec analyses DIC sur la tranche latérale des éprouvettes pour caractériser les déformations locales des zones, notamment la ZM et les ZAT. Des éprouvettes d’alliage de base 6061-T6 ont également été soumises aux essais de traction pour comparaisons et détermination d’un coefficient de soudure, l’analyse DIC n’a toutefois pas été appliquée à l’alliage de base, la déformation de ce dernier devant être homogène. Pour chaque configuration (alliage de base et paramètres de soudage), les essais ont été réalisés sur quatre échantillons et seules les bonnes courbes ont été retenues.

La **Figure 3.33** présente des courbes d'essais individuels de traction typiques obtenus sur des échantillons de soudures et d'alliage de base. Les résultats montrent que la résistance mécanique des soudures, notamment la limite élastique, ainsi que leur déformation sont largement inférieures à celles de l'alliage de base 6061-T6. De plus, les paramètres de soudage ne semblent pas exercer une grande influence sur la résistance de la soudure, en dehors de la faible déformation avant rupture de la soudure T7 et de la limite élastique sensiblement plus élevée de la soudure T9, malgré les différences observées après les essais de dureté. Ainsi, les paramètres de soudage utilisés pour les essais de BT-FSW réalisés dans le cadre de cette étude ne permettent pas de s'approcher de la résistance mécanique de l'alliage de base.

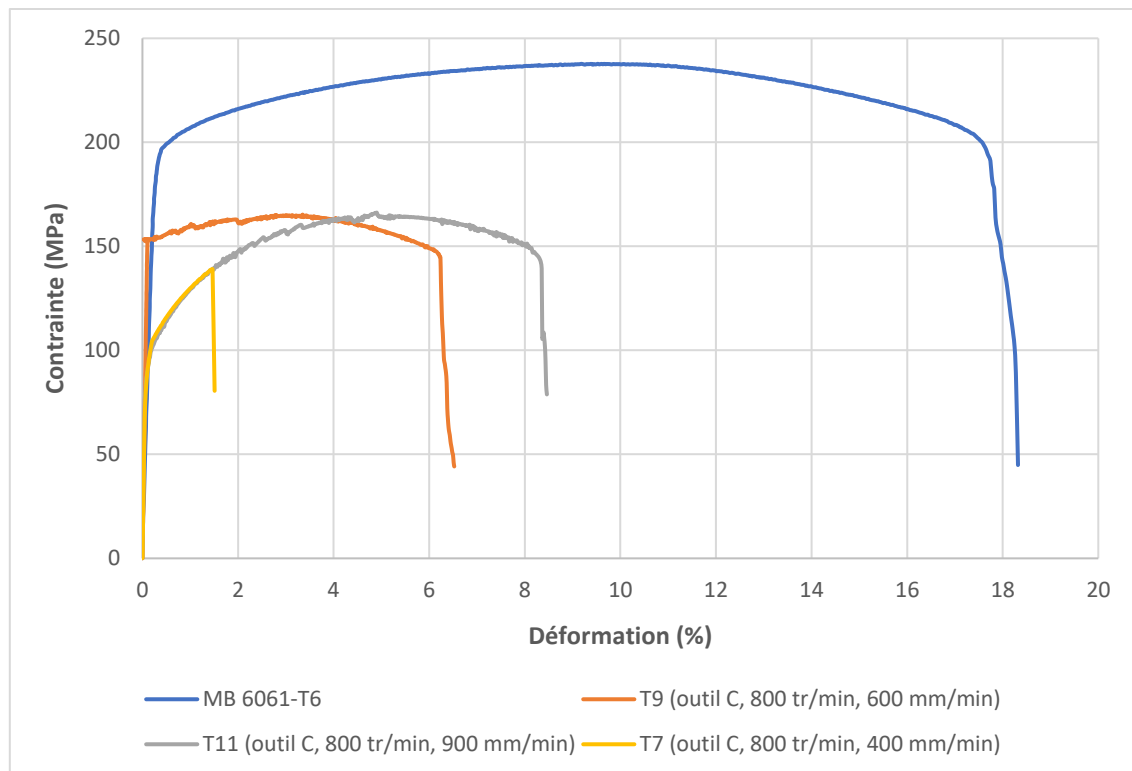


Figure 3.33 Courbes de traction individuelles obtenues après des essais sur l'alliage de base 6061-T6 et des soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C

Le **Tableau 3.6** présente pour chaque condition une moyenne des caractéristiques mécaniques déterminées par les essais de traction des échantillons testés. Les courbes de traction obtenues après les essais de traction des échantillons de soudures T7, T8, T10 et T11 sont présentées de la **Figure A.1** à la **Figure A.4** en annexes, en sachant qu'une seule courbe de déformation a été obtenue pour la soudure T9 et est visible sur la **Figure 3.33**. Le tableau confirme que la résistance ultime et la déformation à la rupture sont similaires pour toutes les soudures, à l'exception de la soudure T7 réalisée avec la vitesse d'avance la plus lente (400 mm/min), et très inférieures à celles de l'alliage de base. La limite élastique de la soudure T9 est étonnamment plus élevée, mais cela provient probablement d'un défaut de l'éprouvette de traction qui a pu être déformée au préalable, sans quoi la limite élastique de tous les échantillons de soudure est également similaire et très inférieure à celle de l'alliage de base. Les soudures réalisées à vitesses d'avance plus lentes sont fragilisées, la déformation et la résistance ultime des échantillons de soudure T7 étant faibles, et c'était également le cas de quelques échantillons de soudure T8 (500 mm/min), les échantillons d'une même soudure n'étant pas parfaitement homogènes. Les courbes de traction de la soudure T7 sur la **Figure A.1** indique également que la rupture de l'échantillon se fait toujours à faible déformation et sans striction.

Tableau 3.6 Résultats moyens avec écarts-types des essais de traction des échantillons d'alliage de base et de soudures par BT-FSW réalisées avec l'outil C

Échantillons	Vit. de rot. (tr/min)	Vit. d'av. (mm/min)	Rapport vit. av/rot	Limite élastique σ_y (MPa)	Résistance ultime σ_u (MPa)	Déformation à la rupture (%)
MB 6061-T6	x	x	x	191,29 ($\pm 7,00$)	236,58 ($\pm 8,12$)	18,56 ($\pm 2,18$)
T7	800	400	0,5	104,77 ($\pm 1,86$)	143,94 ($\pm 7,99$)	1,77 ($\pm 0,48$)
T8	800	500	0,625	102,61 ($\pm 4,68$)	165,21 ($\pm 4,90$)	6,83 ($\pm 3,44$)
T9	800	600	0,75	153,47 ($\pm 0,00$)	165,26 ($\pm 0,00$)	6,22 ($\pm 0,00$)
T10	800	700	0,875	102,18 ($\pm 8,52$)	162,59 ($\pm 0,59$)	8,63 ($\pm 0,57$)
T11	800	900	1,125	97,91 ($\pm 6,11$)	165,02 ($\pm 0,91$)	7,94 ($\pm 0,34$)

x = *valeurs inexistantes*

Pour la majorité des éprouvettes de soudures par BT-FSW, la rupture par striction après l'essai de traction s'est produite dans une zone périphérique de la soudure du côté Recul, correspondant certainement à la ZAT, comme visible sur la **Figure 3.34**. La rupture se produit dans cette zone, la ZAT côté Recul étant celle qui a la plus faible dureté d'après les essais de microdureté discutés en section **3.3.1**. Cette zone est également plus large que la ZAT du côté Avance de la soudure et est donc plus sujette à déformation. Cependant la rupture s'est faite dans la ZAT du côté Avance pour deux échantillons de soudure T8 (500 mm/min). Les échantillons de soudure T7 et les deux autres échantillons de soudure T8 ont quant à elles rompu au niveau de l'interface entre la ZM et la ZATM du côté Recul de la soudure, et la rupture est à très faible déformation, comme indiqué par la courbe de la **Figure 3.33** et dans le **Tableau 3.6**. La rupture d'un échantillon de soudure T7 est visible sur la **Figure 3.35**. Les soudures réalisées à vitesses d'avance lentes sont donc fragilisées par un autre élément non identifié lors des analyses de microstructure.



Figure 3.34 Rupture dans la ZAT côté Recul d'une éprouvette de soudure par BT-FSW



Figure 3.35 Rupture à faible déformation à l'interface de la ZM côté Recul d'une éprouvette de soudure T7

Les analyses par DIC réalisées sur la tranche des éprouvettes lors des essais de traction ont permis de distinguer les différentes zones de soudure avec des déformations hétérogènes et de constater leurs différences de résistances à la traction avec des zones davantage déformées. La **Figure 3.36** montre les résultats d'une analyse DIC d'une éprouvette de soudure par BT-FSW lors de l'essai de traction juste avant la rupture.

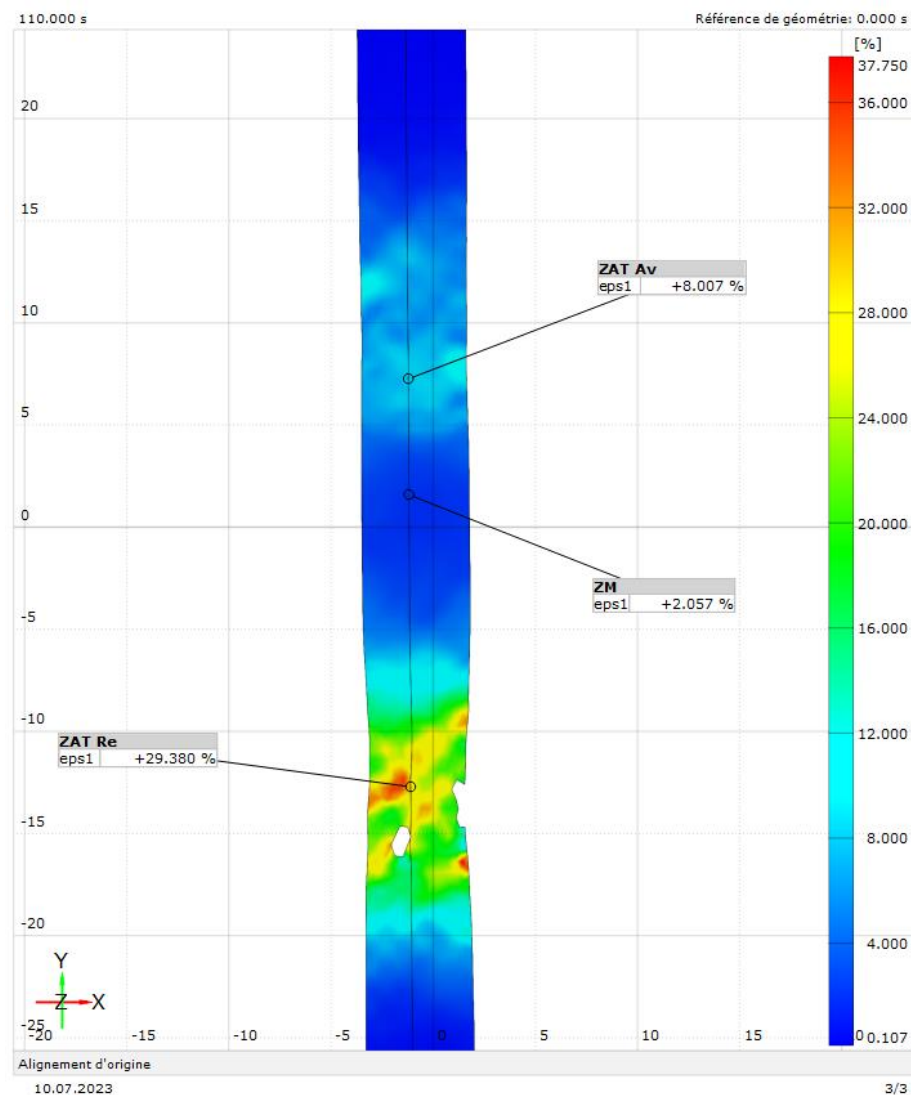


Figure 3.36 Analyse par DIC des déformations locales sur la tranche d'une éprouvette de soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) juste avant la rupture lors de l'essai de traction

Un code couleur indique la déformation point-par-point le long de la surface de la tranche de l'éprouvette, les couleurs les plus chaudes correspondant aux points les plus déformés et les plus froides correspondants aux points les moins déformés. Pour tous les échantillons analysés, les deux ZAT et la ZM ont été repérées, sachant que les ZAT sont les zones les plus déformables du côté Avance et Recul, tandis que la ZM est la zone centrale la plus faiblement déformée. Les ZATM correspondent aux zones intermédiaires étroites, probablement en bleu ciel sur la **Figure 3.36**. Ces analyses sont cohérentes avec les résultats des essais de microdureté présentés en section **3.3.1**, les zones de plus faible dureté étant les plus déformées, et la ZAT côté Recul étant la plus déformée et celle où se produit la rupture pour la majorité des échantillons de soudures par BT-FSW.

Lors de l'exploitation des données de DIC, des points ont pu être marqués pour lire les déformations de ces points tout au long de l'essai. Ainsi, des points situés dans les ZAT et la ZM des échantillons ont été marqués et identifiés, comme visible sur la **Figure 3.36**. Des courbes de déformation de ces points tout au long de l'essai de traction ont également pu être extraites comme sur la **Figure 3.37** pour visualiser la déformation progressive des zones de soudure. Ces courbes permettent de constater que chaque zone se déforme de manière approximativement linéaire au début de l'essai, probablement dans le domaine élastique, avec une faible déformation de la ZM et une plus grande déformation des ZAT, un peu plus importante pour celle du côté Recul. Puis la déformation de la ZM et de la ZAT côté Avance se stabilise tandis que la ZAT côté Recul continue de se déformer plastiquement de façon exponentielle jusqu'à la rupture. Cette expérience démontre que la ZAT côté Recul est la « zone faible » de la soudure du fait de sa faible dureté, et l'éprouvette se plastifie à son niveau tandis que les autres zones restent stables, jusqu'à ce que l'éprouvette se rompt dans

cette même zone. Le constat a été le même pour tous les échantillons de soudure, à l'exception de ceux soudés à faibles vitesses d'avance.

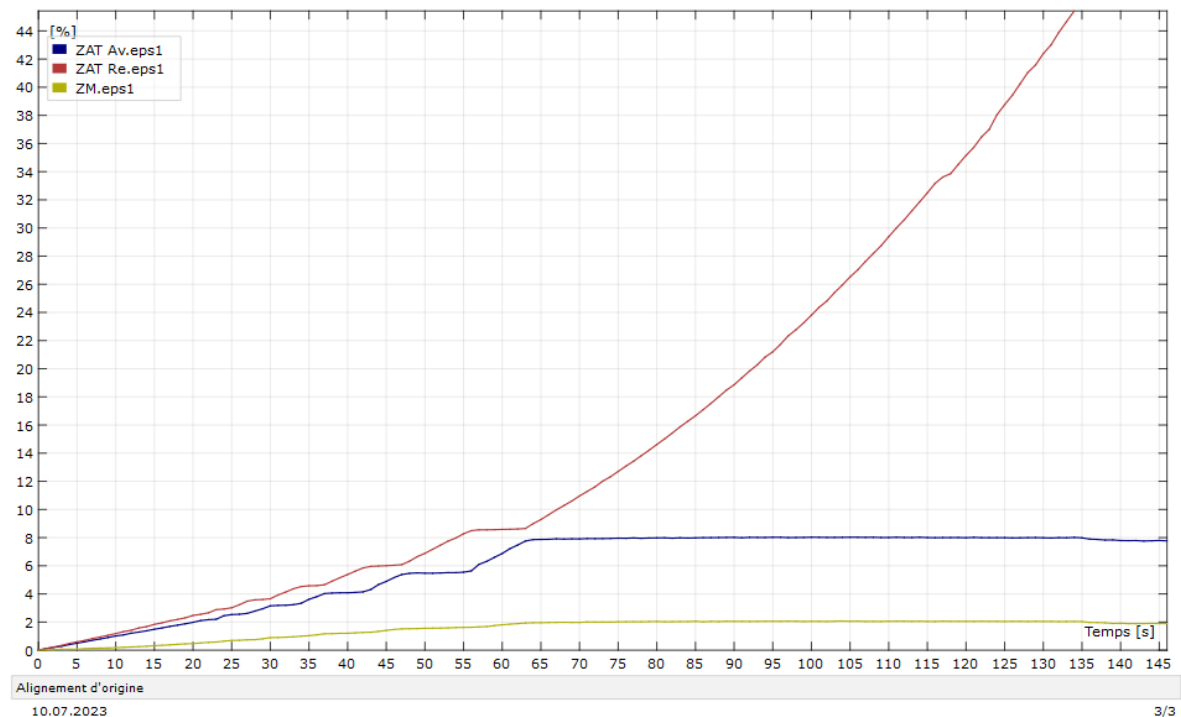


Figure 3.37 Déformations déterminées par DIC de points situés dans les ZAT et la ZM d'un échantillon de soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) au cours de l'essai de traction

Dans le cas des deux échantillons de soudure T8 (500 mm/min) s'étant rompu dans la ZAT côté Avance, l'étude des déformations locales par DIC ont permis de constater qu'au cours de l'essai de traction, la ZAT du côté Recul se déformait initialement davantage que celle du côté Avance, avant que cette dernière ne se déforme plus rapidement et se retrouve être la plus déformée, comme visible sur la [Figure 3.38](#), jusqu'à ce que la rupture se produise à son niveau. Ce constat démontre que la ZAT côté Recul de cette soudure est bien la zone de plus faible dureté, sa déformation étant la plus forte au début de l'essai de traction, mais les études menées sur la soudure et sur sa microstructure n'ont pas permis de comprendre

pourquoi la ZAT côté Avance se déforme finalement davantage en cours d'essai jusqu'à la rupture à ce niveau de vitesse d'avance.

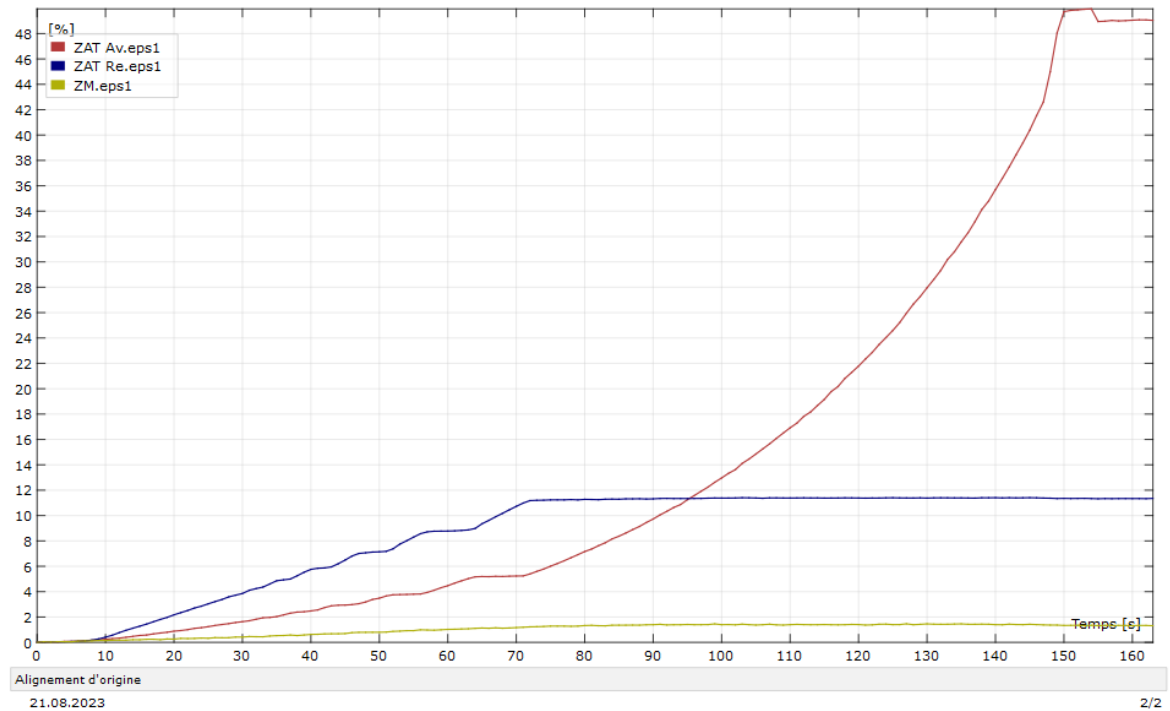


Figure 3.38 Déformations déterminées par DIC de points situés dans les ZAT et la ZM d'un échantillon de soudure T8 (outil C, 800 tr/min, 500 mm/min) au cours de l'essai de traction

Dans le cas des deux autres échantillons de soudure T8 et de tous ceux de soudure T7 (400 mm/min), comme évoqué précédemment, la rupture s'est produite à l'interface entre la ZM et la ZATM du côté Recul, et non pas dans la ZAT côté Recul. La déformation au moment de la rupture, comme visible sur la **Figure 3.39**, était plus forte dans la ZAT côté Recul mais beaucoup plus faible que dans le cas des autres soudures au moment de la rupture (6% pour le cas présenté sur la **Figure 3.39** contre 30 à 50% pour la majorité des soudures), tout comme la déformation globale de l'éprouvette mesurée lors des essais de traction était beaucoup plus faible dans le cas des échantillons soudés à faibles vitesses d'avance. Mais d'après les données d'analyse DIC, la rupture ne s'est pas produite au niveau où la

déformation était la plus forte mais bien au niveau d'une zone de déformation intermédiaire marquée sur la figure, correspondant à l'interface entre la ZM et la ZATM du côté Recul. Le niveau de déformation de cette zone de rupture est d'environ 2% pour les échantillons de soudure T7 et d'environ 5% pour ceux de soudure T8. Cela prouve que les soudures réalisées à vitesses d'avance lentes sont fragilisées.

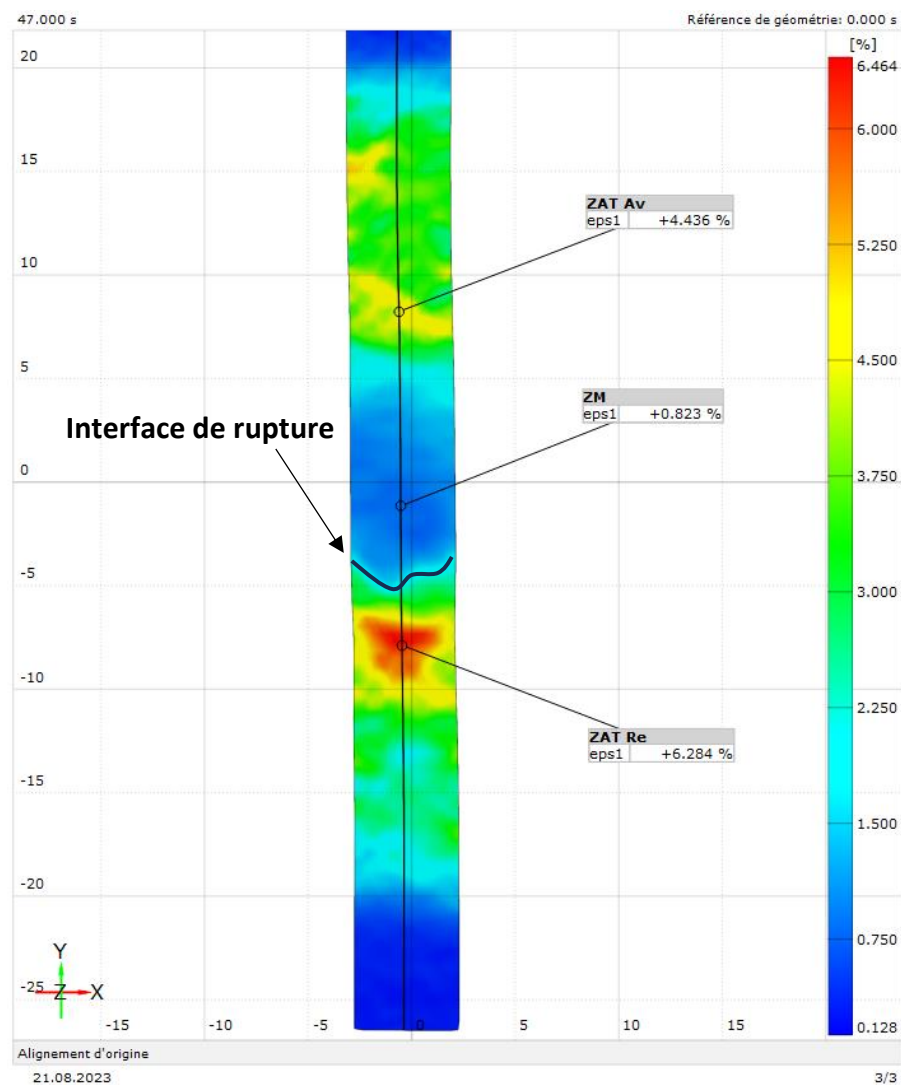


Figure 3.39 Analyse par DIC des déformations locales sur la tranche d'une éprouvette de soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min) juste avant la rupture lors de l'essai de traction

La forme du faciès de rupture, visible sur la **Figure 3.35**, rappelle les lignes en S ou JLR observées dans certaines soudures par BT-FSW comme mentionné dans la revue de littérature à la section **1.2.2** et comme visible sur la **Figure 1.8**, ces lignes en S étant de fortes concentrations d'oxydes dans la microstructure [12]. Ainsi, le soudage à de plus faibles vitesses d'avance avec l'outil C favoriserait donc la concentration d'oxydes qui la fragilisent dans la soudure à l'interface entre la ZM et la ZATM du côté Recul. Cette hypothèse mérite d'être vérifiée par des analyses optiques approfondies. Les oxydes proviennent habituellement des surfaces avant soudage, et si l'hypothèse s'avère être vérifiée, une solution devra être trouvée pour nettoyer les plaques avant les essais pour minimiser la formation des oxydes à leur surface, ce qui est très difficile puisque la formation d'oxydes sur une surface en aluminium neuve est très rapide.

Les essais de traction avec analyses DIC des échantillons de soudures par BT-FSW ne permettent pas de constater une grande différence sur les déformations locales en fonction des paramètres de soudage, à l'exception des soudures réalisées à vitesses d'avance lentes. Les paramètres de soudage mis en application dans le cadre de ces études n'ont ainsi pas permis de se rapprocher de la résistance mécanique de l'alliage de base 6061-T6. Cela est sans doute dû à la faible dureté des ZAT qui varie également très peu d'une soudure à l'autre d'après les résultats des analyses de microdureté présentés à la section **3.3.1**. Cette faible dureté, comme étudié précédemment, est due à une faible concentration de précipités de phases et de joints de grains dans la microstructure de ces zones de soudure. L'objectif pour améliorer le coefficient de soudure est donc de trouver les paramètres de soudage qui permettront d'améliorer la dureté des ZAT. Pour cela, une corrélation entre les paramètres de soudage, comprenant les vitesses de rotation et d'avance ainsi que la géométrie de l'outil,

et la microstructure de la soudure obtenue et par extension la résistance mécanique de cette dernière doit être établie avec le modèle prédictif pour déterminer les paramètres qui permettront d'obtenir une plus forte dureté des ZAT.

3.4. Conclusion

Les analyses effectuées sur les soudures par BT-FSW ont permis de déterminer un impact des paramètres de soudage, notamment du rapport des vitesses d'avance et des vitesses de rotation, sur la microstructure des zones de soudure. Les différences sont surtout au niveau des tailles de grains dans la ZM et la largeur de cette dernière, et sur la proportion de précipités dans la ZAT, bien moindres à celle de l'alliage de base 6061-T6. Ceci a pour conséquence une plus faible dureté des ZAT des soudures, qui est responsable de la rupture par striction à son niveau et d'une résistance mécanique bien inférieure à celle de l'alliage de base, les paramètres appliqués n'ayant pas permis de s'en rapprocher davantage. Cependant, le manque de résultats exploitables et les incertitudes liés aux difficultés de préparation des échantillons et aux applications des analyses de caractérisation et l'absence de caractérisation des ZATM rendent la synthèse globale difficile à établir. Le chapitre suivant présente les simulations mathématiques et numériques réalisées à partir des résultats expérimentaux et leur comparaison avec ces derniers.

CHAPITRE 4

SIMULATIONS DU PROCÉDÉ ET RÉSULTATS

4.1. Résultats des simulations mathématiques de durcissement

À partir des analyses de microstructure, les simulations mathématiques de la dureté HV des zones de chaque soudure ont pu être réalisées. Les résultats de ces simulations ont ensuite été comparés avec les mesures de microdureté effectuées lors des analyses mécaniques, présentées à la section 3.3.1, pour valider leur fiabilité. Ces simulations permettent d'établir une corrélation entre la microstructure et la résistance mécanique des zones de soudure et sont donc une première étape de l'élaboration d'un modèle prédictif des propriétés de soudures par BT-FSW. Les équations (1.2) à (1.7) ont été employées pour réaliser ces simulations.

4.1.1. Application à l'alliage de base

Les premières simulations ont été réalisées sur l'alliage de base 6061-T6. Le calcul de son durcissement structural est également applicable à partir des analyses de sa microstructure pour déterminer la fiabilité des équations de durcissement structural. Les caractéristiques à considérer pour la simulation sont présentées dans le **Tableau 2.4**.

Le **Tableau 4.1** représente les valeurs des variables obtenues après analyses de la microstructure de l'alliage de base 6061-T6, intervenant dans les équations de durcissement

(1.5) à (1.7), en sachant que les précipités de phase β'' identifiés dans la structure sont cisailables par le mouvement des dislocations, par conséquent l'équation (1.5) a été considérée dans le cas du durcissement par les précipités. La densité volumique moyenne de ces précipités a été déterminée à partir des analyses des images MET de l'alliage. Le durcissement par des dislocations est négligé, les dislocations étant considérées comme inexistantes dans l'alliage 6061-T6, et l'équation (1.3) n'est donc pas appliquée. La taille moyenne des grains a été déterminée à partir des images par microscopie optique de l'alliage. Les résultats de ces analyses sont présentés dans la section 3.2. Le rayon moyen r des précipités aciculaires β'' a été calculé avec l'équation (2.2). Seuls les deux éléments d'alliages principaux Mg et Si ont été considérés pour le calcul du durcissement par des solutions solides, et la concentration théorique de ces deux éléments indiqués dans le Tableau 2.1 a été reprise. L'équation (1.2) a ensuite été appliquée en additionnant les durcissements structuraux impliqués par chaque facteur à la dureté de la matrice d'aluminium HV_{Al} pour obtenir la valeur de dureté HV théorique de l'alliage de base. Celle-ci a ensuite été comparée à la valeur de dureté moyenne mesurée expérimentalement, présentée à la section 3.3.1.

Tableau 4.1 Variables des équations de durcissement structural déterminées par des analyses de l'alliage de base 6061-T6 intervenant dans la simulation mathématique

Variables	Notations	Valeur
Densité volumique moyenne de précipités β''	N	$171,89 \cdot 10^{20} \text{ m}^{-3}$
Rayon moyen de précipités β''	r	4,64 nm
Concentration de solutés Mg	C_{Mg}	0,91 %wt
Concentration de solutés Si	C_{Si}	0,80 %wt
Taille moyenne des grains	d	111,41 μm

Le **Tableau 4.2** est un récapitulatif des durcissements structuraux impliqués par les différents facteurs calculés par simulations mathématiques avec les équations (1.5) à (1.7) en sachant que $\Delta\sigma_y \approx 3 \times \Delta HV$ dans le cas de l'alliage de base 6061-T6, comparée avec la valeur de dureté expérimentale mesurée lors des mesures de microdureté HV. Toutes les valeurs de durcissement calculées par simulation mathématiques ont été arrondies à l'unité comme il s'agit de la précision des mesures expérimentales de dureté Vickers. Les analyses de microstructure et les simulations permettent de calculer une dureté théorique de 75 HV, contre une moyenne de 83 HV mesurée expérimentalement. L'erreur de 9,6% est satisfaisante pour une première simulation mathématique, en sachant que l'écart-type des mesures de microdureté des échantillons d'alliage 6061-T6 est de 4,59 HV. Cette différence est due à des incertitudes sur les différentes analyses réalisées sur l'alliage 6061-T6 comme la mesure et le comptage des précipités sur des images MET pas suffisamment nettes au grossissement observé comme sur la **Figure 3.18** ou à cause des conditions difficiles de préparation des échantillons, ainsi que des images par microscopie optique comme celles de la **Figure 3.11** manquant de netteté pour estimer une taille exacte des grains. La microstructure de l'alliage 6061-T6 ne semblait pas non plus parfaitement homogène d'après les observations par microscopie optique et les mesures de microdureté présentées sur la **Figure 3.30**. Aussi, les valeurs de certains paramètres intervenant dans les équations de durcissement structural comme le facteur de Taylor M ou la constante de durcissement β ne semblaient pas être certifiées comme elles varient selon les sources et influencent les calculs des contributions de certains facteurs dans les simulations mathématiques. La relation $\Delta\sigma_y \approx 3 \times \Delta HV$ n'est également qu'une approximation et n'est pas exacte et peut donc être une autre cause d'erreur. La limite d'élasticité moyenne de l'alliage de base d'environ 192

MPa déterminée expérimentalement lors des essais de traction (**Tableau 3.6**) ne correspond par ailleurs pas exactement à trois fois la dureté HV moyenne du même alliage de 83 HV mesurée expérimentalement. Le résultat est toutefois encourageant pour développer un modèle prédictif des propriétés des soudures en fonction des paramètres.

Tableau 4.2 Durcissement structural de l'alliage de base 6061-T6 calculé par simulation mathématique à partir des résultats expérimentaux comparé à la mesure expérimentale

Dureté HV	Notation	Valeurs
Matrice d'aluminium	HV_{Al}	12 HV
Durcissement par des précipités	ΔHV_{prec}	32 HV
Durcissement par des solutions solides	ΔHV_{SS}	28 HV
Durcissement par des joints de grain	ΔHV_{GB}	3 HV
Dureté totale théorique	HV^{th}	75 HV
Dureté moyenne expérimentale	HV^{exp}	83 HV
Coefficient d'erreur	-	9,6%

Les résultats présentés dans le **Tableau 4.2** démontrent que les précipités, en l'occurrence les précipitations de phase β'' , sont les principaux facteurs de durcissement structural dans la microstructure de l'alliage 6061-T6. Or, comme observé lors des analyses par MET et par DSC des zones de soudure par BT-FSW, ces dernières comprennent une beaucoup plus faible densité de précipités de phase β'' dans leur microstructure, et les précipitations seraient le principal élément sur lequel jouer avec les paramètres de soudage pour améliorer la dureté des ZAT et ainsi améliorer la résistance des soudures.

4.1.2. Application aux zones de soudure par BT-FSW

De la même manière que pour l'alliage de base 6061-T6, les simulations mathématiques du durcissement structural ont été appliquées aux zones de soudure par BT-FSW à partir des données d'analyses de microstructure présentées en section 3.2. Les mêmes

équations ont été utilisées pour les calculs, avec l'équation (1.3) en plus dans le cas des ZM en considérant les dislocations résultantes du malaxage présentes dans ces zones. Toutes les caractéristiques de l'alliage 6061-T6 présentées dans le **Tableau 2.4** sont reprises.

Le **Tableau 4.3** et le **Tableau 4.4** sont des récapitulatifs des variables intervenant dans les équations de durcissement structural des zones de soudure obtenues après analyses des microstructures présentées en section 3.2. Les densités surfaciques moyennes de dislocations dans les ZM ont été déterminées par des analyses d'images MET, et les valeurs du **Tableau 3.4** ont été reprises. Cependant toutes les ZM n'ont pas été analysées par MET pour déterminer leur densité surfacique de dislocations, ces dernières ont ainsi été estimées approximativement proportionnellement à la vitesse d'avance en sachant que la densité diminue avec des vitesses d'avance plus lentes, et à l'aide des images EBSD des ZM avec la proportion de grains déformés et semi-recristallisés. La densité volumique de précipités de phase β'' a été déterminée à l'aide des analyses DSC, reprenant celles récapitulées dans le **Tableau 3.5**, avec cependant les valeurs négatives des ZM des soudures T8 et T9 ramenées à 0. Les dimensions des précipités mesurées à partir des images MET de certains échantillons et présentées dans le **Tableau 3.4** ont également été estimées être les mêmes pour toutes les ZM et pour toutes les ZAT. Les rayons moyens ont été calculés avec l'équation (2.2). Pour les durcissements par des solutions solides, les concentrations des principaux éléments d'alliage Mg et Si de l'alliage de base 6061-T6 ont été reprises pour toutes les zones de soudure. Les tailles moyennes de grains ont été déterminées à l'aide des images EBSD pour les ZM et à l'aide des images par microscopie optique pour les ZAT.

Tableau 4.3 Variables des équations de durcissement structural déterminées par des analyses des zones de soudure par BT-FSW intervenant dans la simulation mathématique (soudures T7 à T9)

Variables	Notations	T7 ZM	T7 ZAT Av	T8 ZM	T8 ZAT Av	T9 ZM	T9 ZAT Av
Densité surfacique moyenne de dislocations ($\times 10^{13} \text{ m}^{-2}$)	ρ	3,96	x	6*	x	8,39	x
Densité volumique moyenne de précipités β'' ($\times 10^{20} \text{ m}^{-3}$)	N	0	8,39	0*	ND	0*	125,50
Rayon moyen de précipités β'' (nm)	r	5,40*	4,65	5,40*	4,65*	5,40	4,65*
Concentration de solutés Mg (%wt)	C_{Mg}	0,91	0,91	0,91	0,91	0,91	0,91
Concentration de solutés Si (%wt)	C_{Si}	0,80	0,80	0,80	0,80	0,80	0,80
Taille moyenne des grains (μm)	d	10,52	800*	9,02	700*	10,28	594,29

* valeurs estimées non déterminées expérimentalement

ND = donnée non déterminée

x = données inexistantes

Tableau 4.4 Variables des équations de durcissement structural déterminées par des analyses des zones de soudure par BT-FSW intervenant dans la simulation mathématique (soudures T10 à T11)

Variables	Notations	T10 ZM	T10 ZAT Av	T11 ZM	T11 ZAT Av
Densité surfacique moyenne de dislocations ($\times 10^{13} \text{ m}^{-2}$)	ρ	10*	x	12,17	x
Densité volumique moyenne de précipités β'' ($\times 10^{20} \text{ m}^{-3}$)	N	37,15	158,54	25,27	104,91
Rayon moyen de précipités β'' (nm)	r	5,40*	4,65*	5,40*	4,65*
Concentration de solutés Mg (%wt.)	C_{Mg}	0,91	0,91	0,91	0,91
Concentration de solutés Si (%wt.)	C_{Si}	0,80	0,80	0,80	0,80
Taille moyenne des grains (μm)	d	9,98	500*	8,90	300*

* valeurs estimées non déterminées expérimentalement

x = valeurs inexistantes

Le **Tableau 4.5** et le **Tableau 4.6** sont des récapitulatifs des durcissements structuraux des zones de soudure par BT-FSW calculés par simulations mathématiques avec les équations (1.2) à (1.7) à partir des données des différents facteurs déterminées par analyses des microstructures, avec des valeurs encore arrondies à l'unité, comparés avec les duretés mesurées expérimentalement. Ces dernières ont été déterminées à partir des mesures présentées à la section 3.3.1 en considérant pour chaque profil de microdureté HV la moyenne des valeurs de la zone de plus forte dureté au centre comme la dureté moyenne de la ZM et la moyenne des valeurs de la zone de plus faible dureté du côté Avance comme la dureté moyenne de la ZAT de ce même côté. Les valeurs de dureté HV calculées par simulations sont plus ou moins proches de celles mesurées expérimentalement, avec des pourcentages d'erreur allant de 0,00% à 25,29%. Les résultats des simulations sont encourageants pour la modélisation complète du procédé pour les zones de soudure où les pourcentages d'erreur sont les plus faibles avec moins de 10%, surtout pour la ZM de la soudure T10 (outil C, 800 tr/min, 700 mm/min) où la valeur arrondie de dureté calculée par simulation et celle expérimentale sont les mêmes. Les zones de soudure avec le pourcentage d'erreur le plus élevé (au-delà de 15%) sont celles pour lesquelles des incertitudes ou incohérences ont été soulignées précédemment lors des analyses, notamment la caractérisation des précipitations. En effet, les ZM des soudures T7 à T9 (outil C, 800 tr/min, 400, 500 et 600 mm/min respectivement) comprenait des incohérences sur leur proportion relative et leur densité de précipités de phase β'' déterminées par MET et par DSC (**Tableau 3.5**) avec notamment des valeurs négatives, ces précipités étant très difficiles à caractériser dans la ZM et les courbes d'analyses DSC étant mal calibrées.

Tableau 4.5 Durcissement structural des zones de soudure par BT-FSW réalisées avec l’outil C calculé par simulations mathématiques comparé aux données expérimentales (soudures T7 à T9)

Dureté HV	Notation	T7 ZM	T7 ZAT Av	T8 ZM	T8 ZAT Av	T9 ZM	T9 ZAT Av
Matrice d’aluminium	HV_{Al}	12	12	12	12	12	12
Durcissement par des dislocations	ΔHV_{dislo}	10	x	12	x	14	x
Durcissement par des précipités	ΔHV_{prec}	0	7	0	ND	0	28
Durcissement par des solutions solides	ΔHV_{SS}	28	28	28	28	28	28
Durcissement par des joints de grains	ΔHV_{GB}	11	1	12	1	11	1
Dureté totale théorique	HV^{th}	61	48	64	ND	65	69
Dureté moyenne expérimentale	HV^{exp}	72	55	78	57	87	65
Pourcentage d’erreur	-	15,28%	12,72%	17,95%	ND	25,29%	6,15%

ND = valeurs non déterminées

x = valeurs inexistantes

Tableau 4.6 Durcissement structural des zones de soudure par BT-FSW réalisées avec l’outil C calculé par simulations mathématiques comparé aux données expérimentales (soudures T10 et T11)

Dureté HV	Notation	T10 ZM	T10 ZAT Av	T11 ZM	T11 ZAT Av
Matrice d’aluminium	HV_{Al}	12	12	12	12
Durcissement par des dislocations	ΔHV_{dislo}	15	x	17	x
Durcissement par des précipités	ΔHV_{prec}	20	31	17	25
Durcissement par des solutions solides	ΔHV_{SS}	28	28	28	28
Durcissement par des joints de grains	ΔHV_{GB}	11	2	12	2
Dureté totale théorique	HV^{th}	86	73	86	67
Dureté moyenne expérimentale	HV^{exp}	86	61	83	61
Pourcentage d’erreur	-	0,00%	19,67%	3,61%	9,83%

x = valeurs inexistantes

Quant à la ZAT côté Avance de la soudure T10, elle comprenait une densité de précipités β'' déterminée par DSC qui paraissait trop élevée avec une courbe d'analyse DSC peu cohérente et des difficultés de mesure d'aire des pics exothermiques, ce que la dureté calculée par simulation élevée de 73 HV et le coefficient d'erreur de 19,67% semblent confirmer. L'incertitude sur la densité de précipités β'' déterminée dans l'alliage de base à partir des images MET peut également avoir un impact en sachant qu'elle a été considérée pour calculer cette densité dans le cas des zones de soudure à partir des données d'analyses DSC. Les résultats des simulations mathématiques permettent toutefois de constater que les dislocations et les grains fins impliqués par le malaxage lors du procédé sont les principaux facteurs de durcissement des zones malaxées, conférant à ces dernières une dureté très proche de celle de l'alliage de base 6061-T6, surtout dans le cas des soudures réalisées à vitesse d'avance rapide.

Ces résultats permettent également de constater que les principaux facteurs de durcissement des ZAT sont les précipitations de phase β'' , comme pour l'alliage de base. L'erreur sur les caractérisations de ces éléments a donc un impact majeur sur le calcul du durcissement qu'ils impliquent dans la microstructure. L'influence des joints de grains est en revanche très faible, les grains étant très larges dans ces zones comme dans l'alliage de base 6061-T6, impliquant une très faible densité des joints. La précision de détermination des tailles de grains dans les ZAT est par conséquent peu importante pour calculer le durcissement structural, les tailles de ces zones de soudure ayant été estimées à partir de l'étude d'une seule ZAT dans le cadre des présentes recherches, qui plus est celle du côté Recul malgré l'hypothèse d'une taille différente des deux côtés de la soudure. Ainsi, pour améliorer la dureté des ZAT et par conséquent améliorer la résistance des soudures par BT-

FSW, les ZAT étant la zone faible où se produit la rupture du côté Recul lors des essais de traction dans la majorité des cas, une solution doit être trouvée pour optimiser la densité des précipités dans les ZAT qui doit rester très proche de celle dans l'alliage de base. Il est cependant difficile d'envisager d'améliorer le durcissement par les joints de grains, celui-ci étant déjà très faible dans l'alliage de base d'après les simulations mathématiques effectuées dans la section 4.1.1. L'un des principaux objectifs du modèle prédictif du procédé de BT-FSW est donc de déterminer les paramètres de soudage qui permettront de limiter la dissolution des précipités dans la ZAT, permettant ainsi d'améliorer la résistance de la soudure. Ces paramètres comprennent la géométrie de l'outil, qui semble être le principal facteur sur lequel jouer pour atteindre cet objectif, les essais réalisés avec l'outil C n'ayant pas permis de se rapprocher de la résistance de l'alliage de base 6061-T6. Cependant, l'absence d'analyse et de simulation de durcissement des ZATM est également un obstacle à l'élaboration d'une simulation complète du BT-FSW et des propriétés physiques et mécaniques globales de la soudure.

4.2. Modélisation du procédé

Le procédé de BT-FSW a été modélisé à l'aide de la méthode des éléments finis (MEF) dans Abaqus par Oumaima Trad, étudiante en Maîtrise ayant travaillé conjointement au projet, dont les résultats n'ont pas été publiés mais présentés à l'occasion de la Journée des Étudiants du REGAL en octobre 2024[79]. Les paramètres de soudage appliqués expérimentalement ont été repris pour réaliser les simulations numériques. Ces dernières permettent d'évaluer les distributions de température et de contraintes au cours du procédé dans la soudure et dans le métal pour déterminer le flux de matière qui en résulte. Les essais

de traction réalisés sur l'alliage de base et les soudures par BT-FSW ont ensuite été modélisés pour simuler les distributions de contraintes et obtenir la réponse mécanique du matériau. Cette modélisation doit prédire la résistance mécanique des soudures par BT-FSW, et les essais de traction expérimentaux ont été repris. Les simulations numériques de BT-FSW et d'essais de traction ont été comparées avec les résultats expérimentaux et avec les simulations mathématiques de durcissement pour valider leur fiabilité.

4.2.1. Initialisation de modèle et lois de comportement

Les deux plaques à souder par BT-FSW ont été modélisées dans une configuration bout-à-bout conformément aux essais expérimentaux, en reprenant les mêmes dimensions [79]. La **Figure 4.1** représente la modélisation et le maillage des plaques à souder et de l'outil à double-épaulement avant le début du procédé. La formulation par couplage Eulerien-Lagrangien (CEL) est utilisée dans cette étude, où les plaques sont considérées comme des corps eulériens constitués d'alliage 6061-T6 et l'outil comme un corps lagrangien rigide constitué d'acier H13, conformément aux matériaux utilisés pour les essais expérimentaux [88 - 90]. Le maillage des plaques est plus fin au niveau de la jointure (centre de soudure) pour une plus grande précision de simulation dans cette zone et une optimisation des calculs numériques dans l'ensemble du matériau. Le domaine eulérien a été discrétisé avec des éléments hexaédriques multi-matériaux de type EC3D8RT. Ce type est un élément à couplage thermique à 8 nœuds avec une intégration réduite. Cependant, des éléments de type brique linéaire à 8 nœuds avec une intégration réduite (C3D8R) ont été appliqués pour l'outil rigide [91]. Les dimensions de l'outil modélisé reprennent celles simplifiées de l'outil C, en considérant que les épaulements sont plats et que le pion est cylindrique, la géométrie réelle

de l'outil avec les motifs des épaulements et du pion étant trop complexe à modéliser. Les propriétés matérielles de l'alliage 6061-T6 composant les plaques à souder dépendantes de la température présentées dans le **Tableau 4.7** et les propriétés mécaniques de l'acier H13 composant l'outil à double-épaulement présentées dans le **Tableau 4.8** sont considérées pour les simulations numériques [38, 51, 92].

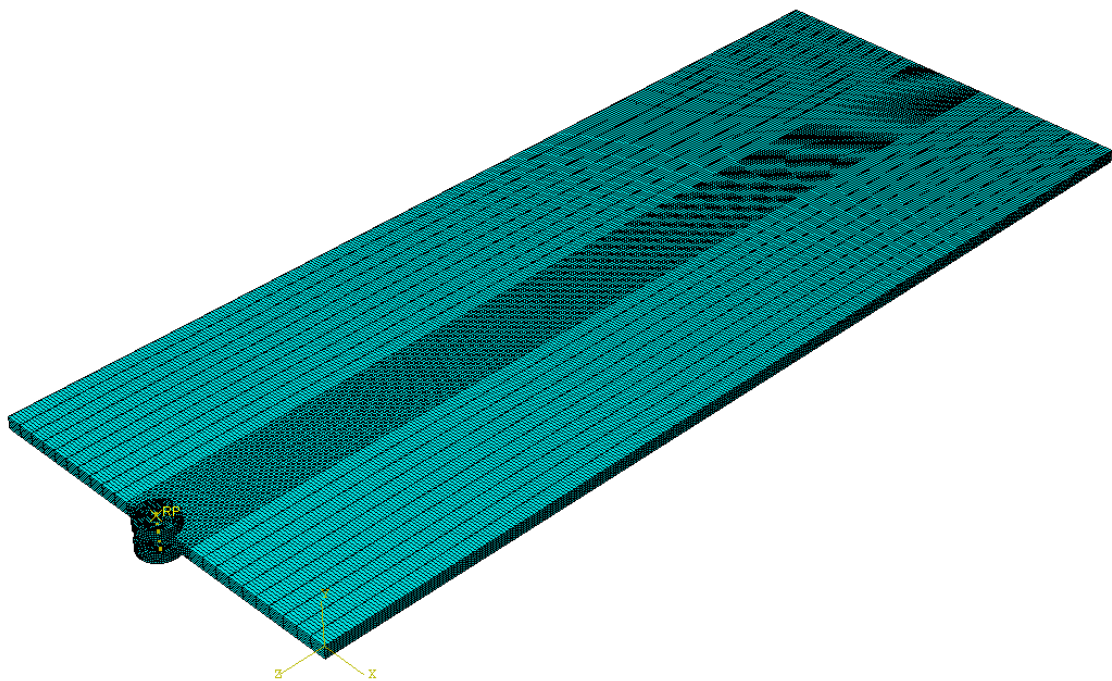


Figure 4.1 Modélisation et topologie de maillage des plaques d'alliage 6061-T6 et de l'outil à double-épaulement en contact au début du procédé pour les simulations numériques du BT-FSW

Tableau 4.7 Propriétés matérielles de l'alliage 6061-T6 dépendamment de la température effective reflétant l'évolution en condition thermique stimulée [38, 92]

Température (°C)	Conductivité thermique (W/m.°C)	Densité (kg/m ³)	Module d'Young (GPa)	Coefficient de Poisson	Coefficient d'expansion thermique (10 ⁻⁵ /°C)	Chaleur spécifique (J/kg.°C)
37,8	162	2685	88,54	0,34	2,35	945
93,3	177	2685	66,19	0,34	2,46	978
148,9	184	2667	63,09	0,34	2,57	1004
204,4	192	2657	59,19	0,34	2,67	1028
260	201	2657	53,99	0,34	2,76	1052
315,6	207	2630	47,47	0,34	2,85	1078
371,1	217	2630	40,30	0,34	2,96	1104
426,7	223	2602	31,72	0,34	3,07	1133

Tableau 4.8 Propriétés mécaniques de l'acier H13 composant l'outil à double-épaulement [51]

Densité (kg/m ³)	Module d'Young (GPa)	Coefficient de Poisson
7800	210	0,33

Durant le BT-FSW, l'écoulement du matériau est complexe et la précision des résultats de la simulation dépend fortement de la détermination correcte de la contrainte d'écoulement. La variation de cette dernière dépend de la température, de la déformation et de la vitesse de déformation appliquée. Le modèle d'écoulement visco-plastique de Johnson-Cook, décrit par l'équation (1.1), a été adapté dans cette étude numérique en conséquence des taux de déformation élevés impliqués par le procédé. Les valeurs reprises des constantes A , B , n , C , m , T_m et T_r composant l'équation (1.1) dans le cas de l'alliage 6061-T6 sont présentées dans le **Tableau 4.9** [36].

Tableau 4.9 Constantes du modèle de plasticité de Johnson-Cook pour l'alliage 6061-T6 [36]

A (MPa)	B (MPa)	n	C	m	T_m	T_r
215	240	0,2	0,012	1,8	600	20

Un contact général a été défini entre l'outil de soudage et les plaques à souder. Le comportement tangentiel est décrit par le modèle conventionnel de Coulomb, le comportement normal est décrit par un contact dur permettant la séparation des parties après contact [93]. Ce type de contact a été utilisé dans les analyses dynamiques explicites avec la formulation CEL [88]. En ce qui concerne les conditions limites structurelles, une fixation des faces du domaine eulérien, à l'exception de la surface supérieure, a été réalisée. L'outil est initialement considéré immobile et un mouvement de translation et de rotation a été appliqué à son point de référence tout au long de la ligne de soudure. Les températures nodales dans les plaques soudées ont été calculées à partir des paramètres de soudage et en

considérant la chaleur générée par les frottements des épaulements et la déformation plastique, et en considérant les propriétés de l'alliage 6061-T6 dépendamment de la température effective présentées dans le **Tableau 4.7**. En MEF, les températures nodales représentent les températures calculées aux nœuds du maillage, qui sont des points spécifiques où les équations différentielles du problème sont résolues. Ces températures nodales sont des inconnues dans des analyses thermiques et sont essentielles pour modéliser et comprendre la distribution de la température dans une structure ou un matériau. Le transfert de chaleur induit par le procédé de BT-FSW à chaque nœud des plaques modélisées est généralement basé sur l'équation de conduction de la chaleur, ou équation de diffusion thermique :

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(k_{x,y,z} \nabla T) + Q \quad (4.1)$$

avec ρ la densité volumique du matériau, c_p la capacité calorifique spécifique du matériau, T la température du matériau, t le temps, k la conductivité thermique du matériau évoluant avec la température de ce dernier d'après le **Tableau 4.7**, (x, y, z) les coordonnées spatiales en tout point du matériau, et Q le flux de chaleur total induit par les différentes sources au cours du procédé (frottement et déformation plastique) [38, 94 - 97].

Le flux de chaleur total Q induit par le procédé de BT-FSW intervenant dans l'équation (4.1) peut être défini par :

$$Q = q^{frottement} + q^{plastique} \quad (4.2)$$

avec $q^{frottement}$ le flux de chaleur impliqué par le frottement entre les deux épaulements de l'outil et le matériau et $q^{plastique}$ le flux de chaleur impliqué par la déformation plastique produite par le procédé [38]. Ces deux éléments sont définis par les deux équations suivantes :

$$q^{frottement} = \mu P \omega r \quad (4.3)$$

$$q^{plastique} = \beta \sigma \dot{\epsilon}_{pl} \quad (4.4)$$

avec μ le coefficient de frottement entre les épaulements et les plaques d'aluminium avec une valeur considérée de 0,57, P la contrainte induite par la force axiale de l'outil sur les plaques déterminée à partir des données de soudage après les essais, ω la vitesse de rotation de l'outil, r le rayon moyen d'épaulement, β la constante de conversion d'énergie plastique en diffusion de chaleur de valeur généralement considérée comme 0,9, σ la contrainte de cisaillement induite par la déformation plastique et $\dot{\epsilon}_{pl}$ la vitesse de déformation plastique, ces deux dernières valeurs étant calculées par la loi de Johnson-Cook définie par l'équation (1.1) [97, 98]. Tous ces calculs ont été appliqués uniquement aux mailles des plaques soudées, celles de l'outil n'ayant pas été considérée pour les premiers essais de simulations. L'outil pourra par la suite être pris en compte pour simuler son usure. À partir des résultats de ces simulations et de la microstructure initiale de l'alliage de base 6061-T6 peut être simulée l'évolution de la microstructure de la soudure avec d'autres lois de comportement, mais ces dernières sont très nombreuses pour modéliser la microstructure de façon très précise et l'application est très complexe et n'a pas pu être appliquée pour ce projet de recherche.

Les simulations numériques des essais de traction complètent le modèle prédictif pour obtenir les courbes de traction des soudures par BT-FSW à partir des simulations précédentes et ainsi déterminer la résistance mécanique des soudures. Les éprouvettes d'alliage de base 6061-T6 et de soudures par BT-FSW de ce même alliage ont été modélisées en 3D en utilisant des éléments linéaires briqués à huit nœuds avec intégration réduite (C3D8R) [77, 79]. Elles ont été dimensionnées selon la norme ASTM-E8 conformément aux essais expérimentaux présentés dans la section 2.2.6, avec les sous-dimensions pour l'alliage de base (jauge longue de 25 mm et large de 6 mm, épaisseur de 6,35 mm comme les plaques soudées) et les dimensions standards pour les soudures par BT-FSW (jauge longue de 50 mm et large de 12,5 mm, épaisseur de 6,35 mm). La **Figure 4.2** représente le maillage ainsi que les déplacements et appuis appliqués à l'éprouvette d'alliage 6061-T6 pour les simulations numériques. Pour toutes les éprouvettes, une vitesse de déplacement égale à 2 mm/min, conformément à la méthodologie d'essai expérimental présentée en section 2.2.6, a été appliquée sur la partie supérieure de l'échantillon tandis que la partie inférieure a été encastrée comme le montre la **Figure 4.2**. Lors de la simulation de l'essai de traction, l'écoulement plastique du matériau a suivi la loi de Johnson-Cook décrite par l'équation (1.1). La loi a cependant été simplifiée en considérant que la température et la vitesse de déformation du matériau sont constantes, permettant de simplifier l'équation (1.1) qui devient :

$$\bar{\sigma} = [A + B\bar{\epsilon}_p^n] \quad (4.5)$$

Les constantes A , B et n de l'équation (4.5) ont été déterminées en se basant sur les courbes de traction de l'alliage de base obtenues lors des essais expérimentaux. A est la limite élastique à 0,2% de déformation de l'éprouvette, et B et n sont déterminées par résolution de

l'équation (4.5) en reprenant la valeur de A et en utilisant le modèle de régression du premier ordre. Ces constantes devront à terme être déterminées à partir de la microstructure lorsque celle-ci sera modélisée, des propriétés des matérielles des pièces d'alliage 6061-T6 et de la dureté des zones de soudure calculée par les simulations mathématiques pour la simulation complète de la résistance des soudures par BT-FSW.

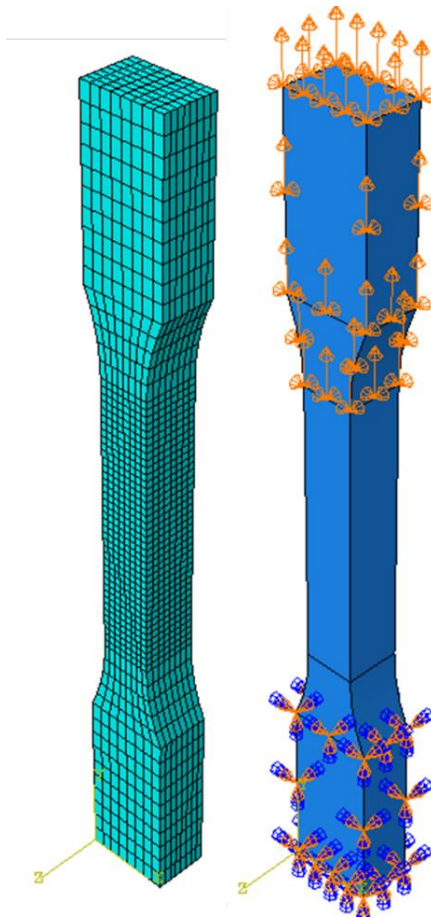


Figure 4.2 Topographie de maillage et simulation de traction d'une éprouvette modélisée d'alliage 6061-T6

4.2.1. Résultats des simulations numériques

Une première simulation thermique du BT-FSW a été réalisée en appliquant une vitesse de rotation de l'outil de 800 tr/min et une vitesse d'avance de 700 mm/min, correspondant aux paramètres de soudage de l'essai T10, pour déterminer les températures nodales dans les plaques soudées au cours du procédé. La **Figure 4.3** représente une image de la distribution des températures nodales des plaques soudées modélisées au milieu de la simulation de l'essai de soudage récupérées à partir d'un enregistrement vidéo de la simulation. Cette dernière permet d'observer les distributions théoriques des températures dans le matériau au cours du procédé obtenues avec le logiciel Abaqus et les lois de comportement définies par les équations (1.1) et (4.1). À la position du pion de l'outil au cours du procédé, l'aluminium semble atteindre près de 600°C, ce qui est supérieur aux 450°C comme température maximale mesurée par le thermocouple H4 au centre de la soudure lors de l'essai expérimental T10, comme visible dans le **Tableau 3.1**. Cependant, bien que les images récupérées ne permettent pas de déterminer les températures dans les plaques en fonction de la distance du centre de la soudure, des températures au-delà de 200°C atteintes lors du procédé ne semblent pas être diffusées plus loin que le bord de l'épaulement supérieur de l'outil, ce qui n'est pas cohérent avec les températures maximales mesurées par les thermocouples H1, H2 et H3 à 3 et 8 mm du bord de l'épaulement lors des essais expérimentaux qui atteignent respectivement environ 340, 265 et 335°C telles que présentées dans le **Tableau 3.1**. Les températures calculées par la simulation semblent ne pas dépasser 50°C à ces distances du bord de l'épaulement lorsque l'outil est au milieu de la longueur des plaques, au niveau de la position des thermocouples utilisés expérimentalement, d'après l'image de la **Figure 4.3**. La complexité de précision des données de soudage, de

modélisation de la géométrie de l'outil et des conditions de contact entre l'outil et les plaques d'alliage 6061-T6 est la principale cause d'erreur de simulation numérique des diffusions de températures dans les plaques soudées au cours du procédé, pouvant expliquer les différences entre les températures calculées par simulation et celles mesurées expérimentalement.

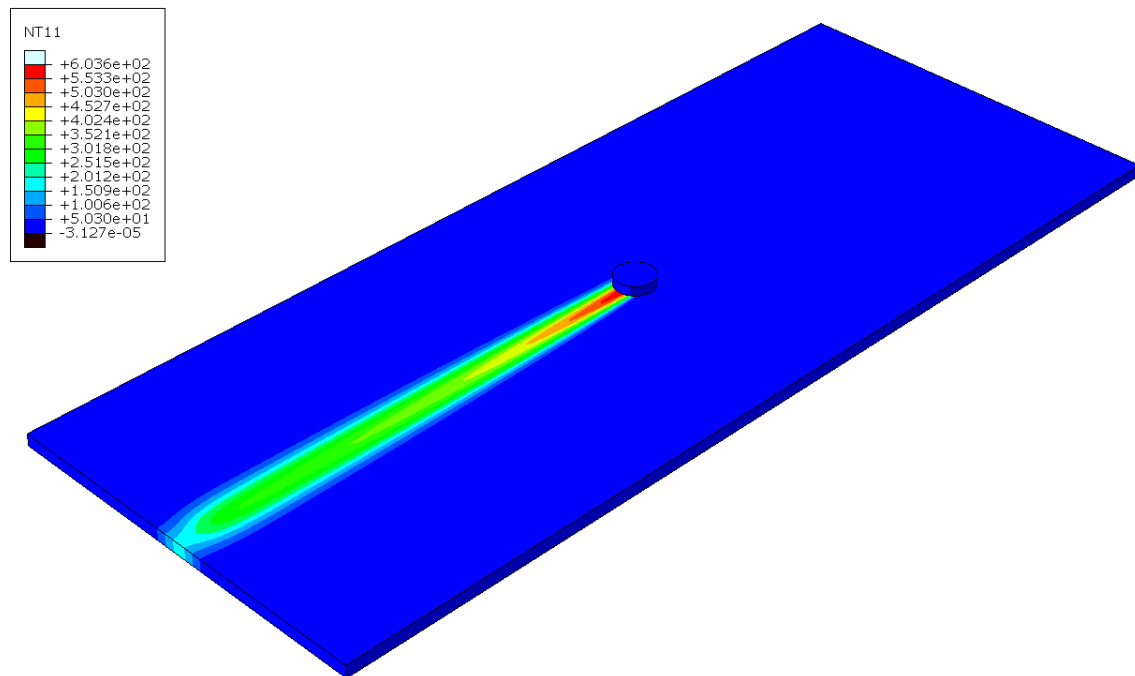


Figure 4.3 Distribution des températures nodales dans les plaques soudées en milieu de simulation de l'essai de soudage par BT-FSW T10 (outil C, 800 tr/min, 700 tr/min)

Seules les simulations des flux de chaleur pendant le procédé de BT-FSW et des distributions de températures dans les plaques soudées ont été réalisées au cours des recherches pendant le Doctorat. Les simulations des flux de matière, des déformations plastiques et des contraintes n'ont pas encore été réalisées avec la loi de Johnson-Cook définie par l'équation (1.1). Ces simulations doivent ensuite permettre de modéliser l'évolution de la microstructure des soudures résultant des températures et des contraintes induites par le procédé.

La **Figure 4.4** représente la courbe de traction obtenue par simulation numérique de l'essai de traction de l'éprouvette d'alliage de base 6061-T6 comparée avec la courbe moyenne obtenue après les essais expérimentaux. La modélisation par la MEF de l'essai de traction de l'alliage de base avec la méthode de Johnson-Cook permet de trouver des données d'essai de traction relativement proches des données expérimentales, avec la même limite élastique d'environ 185 MPa et une déformation à la rupture d'environ 15%. Toutefois, la limite élastique correspondant à la constante A de l'équation (4.5) a été déterminée à partir de la courbe expérimentale, tout comme les constantes B et n . Il est donc logique que les résultats soient relativement proches. La contrainte maximale atteint cependant un maximum d'environ 260 MPa contre environ 240 MPa pour la courbe expérimentale. Le modèle ne prend ainsi pas en compte la striction du matériau et l'adoucissement après cette dernière et la phase plastique est surestimée. La loi de Johnson-Cook est ainsi limitée et pas suffisamment réaliste pour la simulation des essais de traction.

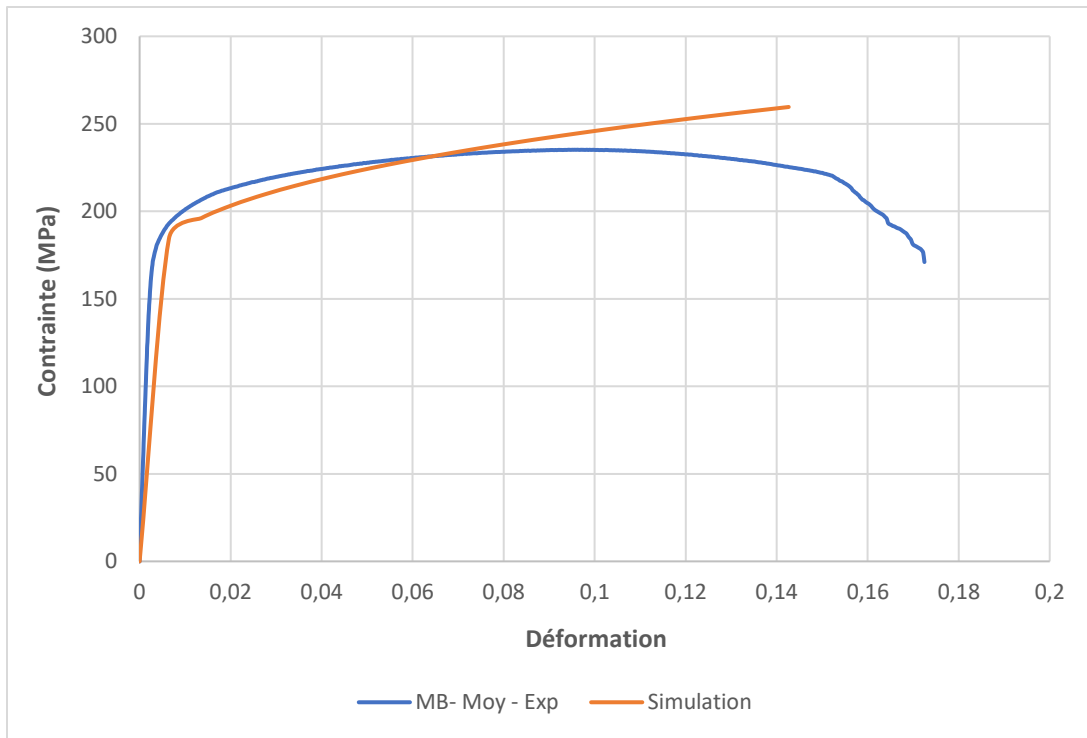


Figure 4.4 Comparaison de la courbe obtenue par la simulation numérique avec la courbe moyenne expérimentale de l'essai de traction de l'alliage de base 6061-T6

La **Figure 4.5** représente la courbe de traction obtenue par simulation numérique de l'essai de traction de l'éprouvette de soudure T8 comparée avec la courbe moyenne obtenue après les essais expérimentaux. Cette courbe moyenne discontinue est la conséquence des différences des courbes de traction individuelles des échantillons de soudure T8 (striction pour certaines, rupture à faible déformation pour d'autres). Comme dans le cas de l'alliage de base, la limite d'élasticité d'environ 110 MPa est similaire pour les deux courbes mais la déformation plastique à la rupture obtenue par simulation est bien moins importante et la contrainte atteint un maximum d'environ 185 MPa, contre seulement près de 170 MPa pour la courbe expérimentale. La phase plastique est également surestimée et sans striction. La **Figure A.5** et la **Figure A.6** en annexes représentent les comparaisons des courbes de traction expérimentales avec celles obtenues par simulation numérique dans le cas soudures

T9 et T11 respectivement. Comme pour la soudure T8, la phase plastique est toujours surestimée. Les simulations numériques des essais de traction des soudures par BT-FSW nécessitent donc également d'être développées, et doivent corrélées avec les simulations des flux de matière et de chaleur, de la microstructure et du durcissement structural des zones de soudure pour une modélisation complète du procédé à partir des paramètres de soudage. Le modèle doit être totalement indépendant des résultats expérimentaux.

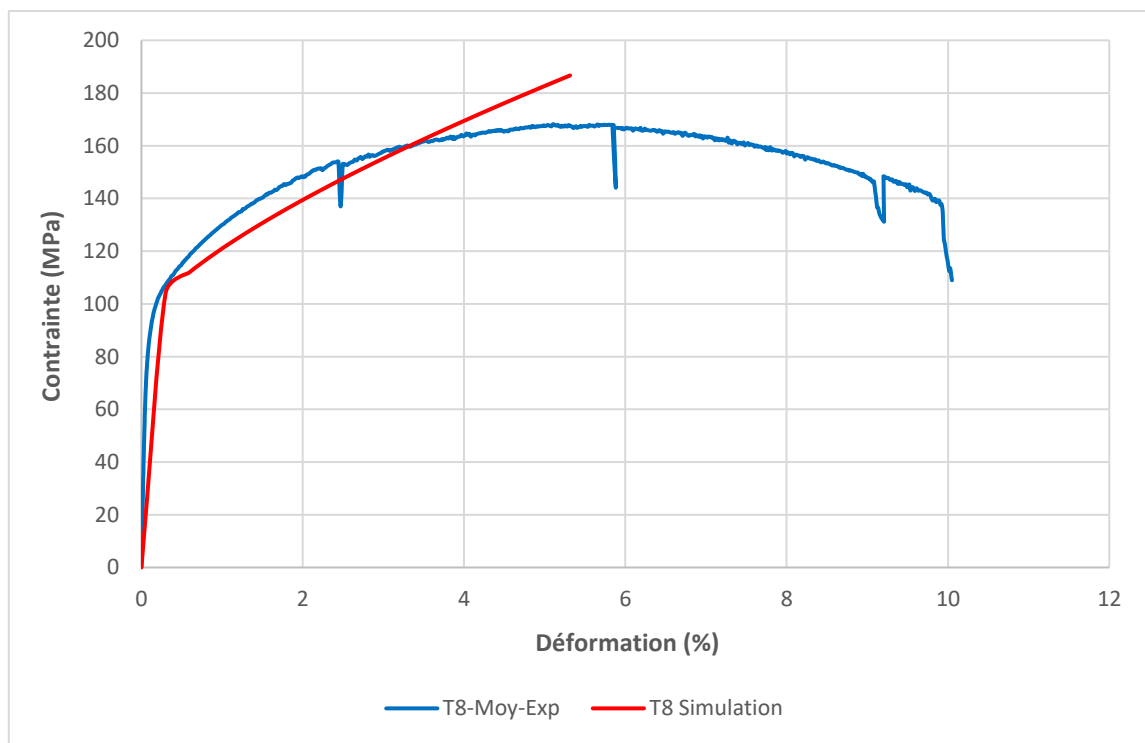


Figure 4.5 Comparaison de la courbe obtenue par la simulation numérique avec la courbe moyenne expérimentale de l'essai de traction de la soudure T8 (outil C, 800 tr/min, 500 mm/min)

4.3. Conclusion

Les simulations mathématiques ont permis de calculer des durcissements structuraux des zones de soudure à partir de leur microstructure pour obtenir des valeurs de dureté relativement proches des mesures expérimentales. Elles ont également permis de démontrer quels sont les principaux facteurs de durcissement qui diffèrent selon les zones. Ces simulations sont donc valides pour prédire la résistance des soudures par BT-FSW à partir de la microstructure, les écarts avec les mesures expérimentales provenant des incertitudes sur les analyses de caractérisation. Les simulations numériques des essais de soudage et de courbes de traction permettent d'obtenir des résultats plus ou moins proches des résultats expérimentaux mais nécessitent d'être développées pour être les plus exactes possibles. Cependant, toutes les simulations n'ont pas été mises en corrélation pour simuler entièrement le procédé sans passer par des analyses de caractérisation intermédiaires ni des résultats expérimentaux, l'évolution de la microstructure manquant à la modélisation qui n'est donc que partiellement prédictive. Ainsi, elles ne permettent pas de déterminer les paramètres de soudage pouvant améliorer la proportion de précipités β'' dans les ZAT de manière à améliorer la dureté de ces dernières et par conséquent la résistance des soudures.

CONCLUSION ET PERSPECTIVES

Le soudage par friction malaxage avec outil à double-épaulement (BT-FSW) appliqué à un alliage d'aluminium permet d'obtenir une soudure hétérogène avec différentes zones, tout comme le FSW conventionnel, avec une géométrie différente. Le double-épaulement et l'apport de chaleur supplémentaire permettent une soudure avec une meilleure symétrie par rapport à l'axe horizontal transversal. Les analyses réalisées sur des soudures par BT-FSW d'un alliage d'aluminium 6061-T6 ont permis de démontrer que les paramètres de soudage tels que les dimensions et la géométrie de l'outil et les vitesses de rotation et d'avance influencent la taille et la microstructure des zones de soudure. Pour cette dernière, ce sont la taille des grains, les précipitations ainsi que les dislocations internes, influencées par les cycles thermiques et mécaniques dans le matériau lors du procédé, qui sont prises en compte. En effet, elles varient selon les paramètres appliqués tout comme les températures mesurées dans le matériau et la soudure lors du procédé. Les vitesses de soudage jouent en effet sur la durée des cycles thermiques et mécaniques qui sont plus courts à des vitesses plus élevées, et par conséquent sur la microstructure finale des zones de soudure. La logique d'évolution des éléments de la microstructure en fonction des paramètres de soudage n'est cependant pas toujours respectée, probablement en conséquence de difficultés de préparation des échantillons et d'incertitudes liées aux techniques de caractérisation. Les résultats d'analyse de la microstructure comprennent également beaucoup d'incertitudes.

Les caractérisations mécaniques des soudures ont permis de démontrer que les différences de microstructure des différentes zones exercent une influence sur leur résistance,

et que les paramètres jouent ainsi sur ces propriétés. Les soudures sont principalement fragilisées par des ZAT de faible dureté. Cependant les essais de traction n'ont pas permis de constater de grandes différences sur les résistances ultimes à l'effort de traction entre les soudures qui sont toutes encore loin de la résistance de l'alliage de base 6061-T6 malgré les différences dans les microstructures. La résistance est encore plus faible pour les soudures réalisées à faibles vitesses d'avance, probablement fragilisées par des concentrations d'oxydes facilitées par les cycles mécaniques plus longs. Ainsi, pour améliorer la résistance mécanique des soudures par BT-FSW et se rapprocher de celle de l'alliage de base, il faut trouver des ajustements des paramètres de soudage permettant d'améliorer la dureté des ZAT. Ces paramètres, outre les vitesses de rotation et de soudage, comprennent également la géométrie de l'outil.

Pour déterminer les paramètres adéquats permettant d'optimiser les soudures par BT-FSW et d'améliorer leur résistance mécanique, le modèle prédictif tient compte des flux de chaleur et de contraintes impliqués par les paramètres opératoires, ainsi que de la corrélation entre la microstructure et les propriétés mécaniques, notamment la dureté des zones de soudure. Les simulations mathématiques du durcissement structural de l'alliage en fonction des facteurs caractérisés par les différentes analyses permettent d'établir cette corrélation avec des résultats encourageants malgré des cas où la différence avec les données expérimentales est plus importante du fait des incertitudes sur les analyses de caractérisation et malgré l'absence d'analyse des ZATM. D'après ces simulations, les précipités de phase β'' sont le principal élément jouant sur la dureté dans les ZAT, tout comme dans l'alliage de base où ils sont beaucoup plus nombreux. Il convient donc de trouver les paramètres de soudage permettant de limiter la diminution du nombre de ces précipités dans ces zones. Un

ajustement de la géométrie de l'outil est vraisemblablement nécessaire, les variations de vitesse de soudage n'ayant pas permis d'améliorer la résistance des soudures. Le modèle ne comprend cependant pas de lois de comportement permettant de simuler l'évolution de la microstructure à partir des flux de chaleur et de contraintes au cours du procédé de BT-FSW, permettant de compléter une simulation complète pour déterminer la microstructure des zones de soudure à partir des paramètres opératoires. Il comprend toutefois une simulation des courbes de traction des soudures pour finaliser la modélisation jusqu'à déterminer la résistance mécanique, mais dont les paramètres doivent être reliés avec la dureté des zones de soudure et dont la loi de comportement ne permet pas de modéliser précisément la phase plastique des éprouvettes.

L'objectif principal des recherches menées au cours de ce cursus de Doctorat n'a été atteint que dans une certaine mesure étant donné que les modélisations effectuées ne permettent pas de prédire les propriétés de la soudure à partir des seuls paramètres de soudage et ne sont pas suffisamment développées pour déterminer les paramètres adéquats à appliquer pour optimiser la soudure en fonction des résultats souhaités. Parmi les objectifs secondaires atteints figure l'étude de l'impact des paramètres de soudage sur les propriétés physiques et mécaniques de la soudure, telles que sa microstructure, la dureté de ses zones et sa résistance à la traction. L'établissement de la corrélation entre les caractéristiques de la microstructure des zones de soudure a également été atteint, ainsi que l'application de simulations numériques de propriétés à partir de lois de comportement, malgré leur exactitude imparfaite.

Au terme de ces études de recherche, il convient de réaliser de nouveaux essais de BT-FSW sur les mêmes plaques d'alliage 6061-T6 utilisées lors des présentes études de

recherche avec l'outil C, cet outil étant adapté pour les dimensions desdites plaques, et avec les mêmes paramètres de soudage, et de développer les analyses de microstructures. Celles-ci doivent davantage porter sur les précipitations pour caractériser plus précisément ces dernières par MET et DSC pour obtenir des résultats plus cohérents par rapport aux vitesses de soudage, permettant également d'améliorer les résultats des simulations mathématiques de durcissement structural. Les analyses de caractérisation pourraient également être portées sur les ZAT côté Recul pour étudier plus précisément la différence entre les deux ZAT d'une soudure, en sachant que les flux de matière et de chaleur ne sont pas symétriques de part et d'autre de l'outil au cours du procédé. Une analyse précise de la microstructure et de la dureté des ZATM malgré les difficultés d'identification et de prélèvement permettrait d'avoir un modèle plus réaliste, l'impact de ces zones pouvant être significatif. Des images macrographiques plus larges de manière à observer l'entièreté des soudures permettraient de mieux caractériser les zones de soudures sur leur largeur, celle-ci pouvant impacter la résistance de la soudure complète.

Les modélisations numériques nécessitent d'être développées pour simuler entièrement le procédé. La loi de Johnson-Cook semble être une bonne solution pour la simulation des contraintes et déformations dans le matériau en fonction des diffusions de températures par les frottements appliqués par l'outil en cours de procédé en fonction de la géométrie de ce dernier et des paramètres de soudage, mais il faut intégrer au modèle des lois de comportement qui permettront de déterminer les caractéristiques de la microstructure de la soudure, telles que la taille et la morphologie des grains, les précipitations et les dislocations en fonction des distributions de contraintes et de températures et à partir de la microstructure initiale de l'alliage de base, permettant ainsi de simuler l'évolution de ces

éléments au cours du procédé. Ainsi, les équations de durcissement structural permettraient de simuler ensuite la dureté des zones de soudure résultant de la microstructure sans passer par des analyses intermédiaires. Les essais de traction des soudures pourront ensuite être simulés à leur tour en fonction de ces résultats pour prédire la résistance ultime à la traction. Il existe cependant des lois de comportement plus adaptées que celle de Johnson-Cook pour la simulation des courbes de traction, qui devraient permettre des résultats plus réalistes avec une striction, telle que la loi de Ziegler-Armstrong. La courbe de traction peut également être simulée à partir de la dureté des zones de soudure avec le logiciel SYSWELD. Ainsi, le modèle complet permettra de déterminer la résistance de la soudure en fonction des paramètres opératoires, ou au contraire déterminer les paramètres à appliquer pour obtenir la résistance souhaitée. Il reste cependant difficile de simuler la fragilisation des soudures par l'apparition de défauts internes et par des concentrations d'oxydes. Des traitements peuvent cependant être appliqués au métal pour éliminer ces derniers. Des études plus complètes sur les soudures par BT-FSW peuvent également être menées, telles que l'étude de la fatigue ou celle des contraintes résiduelles, pour développer un modèle encore plus précis.

Pour aller plus loin dans la modélisation du procédé de BT-FSW, un autre objectif serait de simuler le procédé également en fonction de l'alliage d'aluminium, les propriétés de l'alliage de base entrant en compte dans les paramètres du modèle. Pour cela, les mêmes essais de soudage et études de caractérisation pourraient être menées sur d'autres alliages d'aluminium d'autres catégories comme les alliages Al-Cu (2xxx), ces alliages ayant fait l'objet de recherches sur le BT-FSW, bien que la détermination des paramètres et géométrie d'outil adéquats peuvent être difficiles à déterminer. L'objectif ultime serait d'appliquer le modèle prédictif pour le BT-FSW de n'importe quel métal, en considérant également les

propriétés matérielles de l'outil, celles-ci variant en fonction du matériau à souder. Ainsi, ces recherches pourraient permettre de développer considérablement l'application du BT-FSW dans l'industrie et le promouvoir comme un procédé d'assemblage qualitatif sur les plans productif et environnemental, notamment pour les domaines du bâtiment ou des transports.

ANNEXES

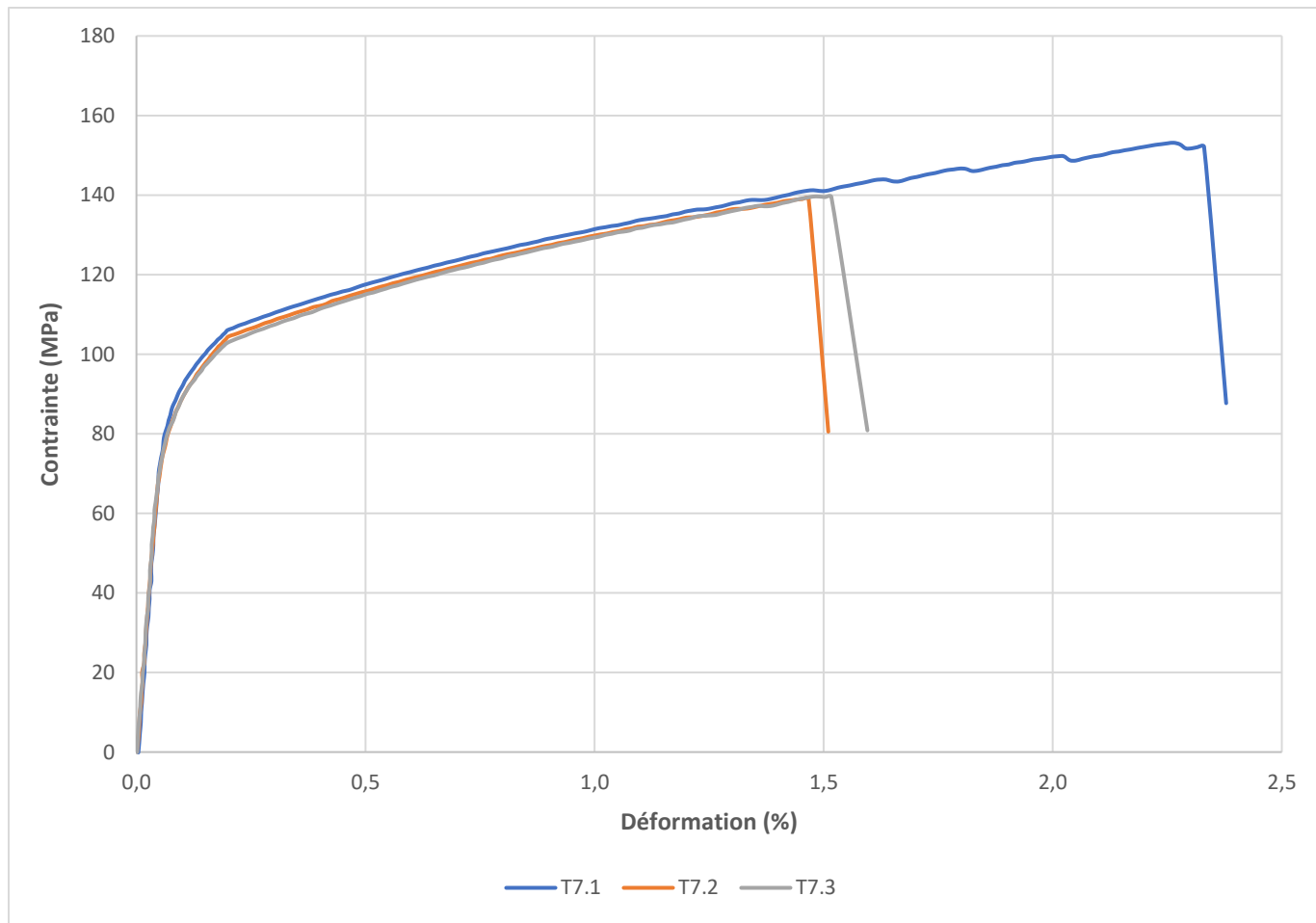


Figure A.1 Courbes de déformations obtenues après essais de traction des échantillons de soudure T7 (outil C, 800 tr/min, 400 mm/min)

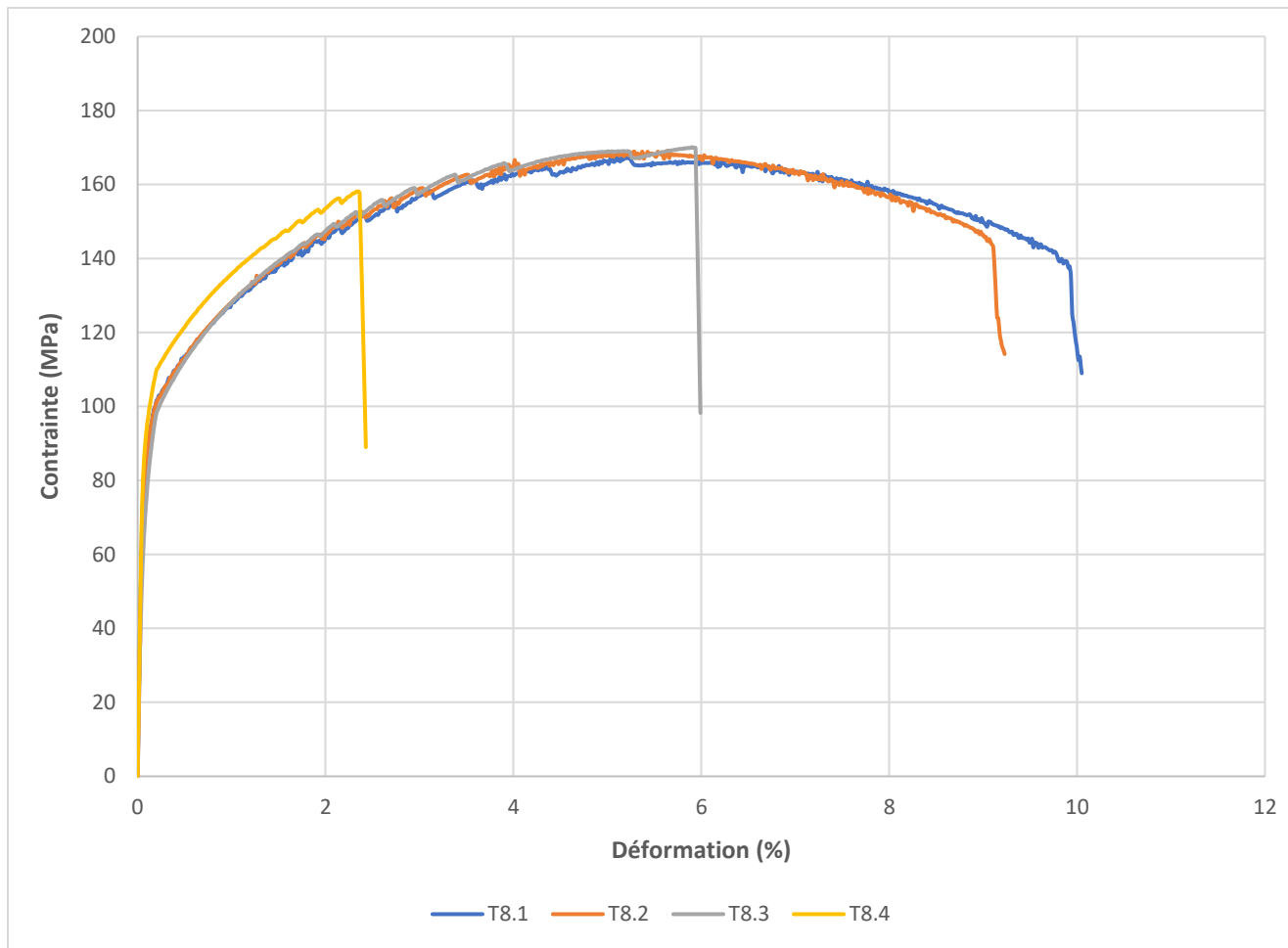


Figure A.2 Courbes de déformations obtenues après essais de traction des échantillons de soudure T8 (outil C, 800 tr/min, 500 mm/min)

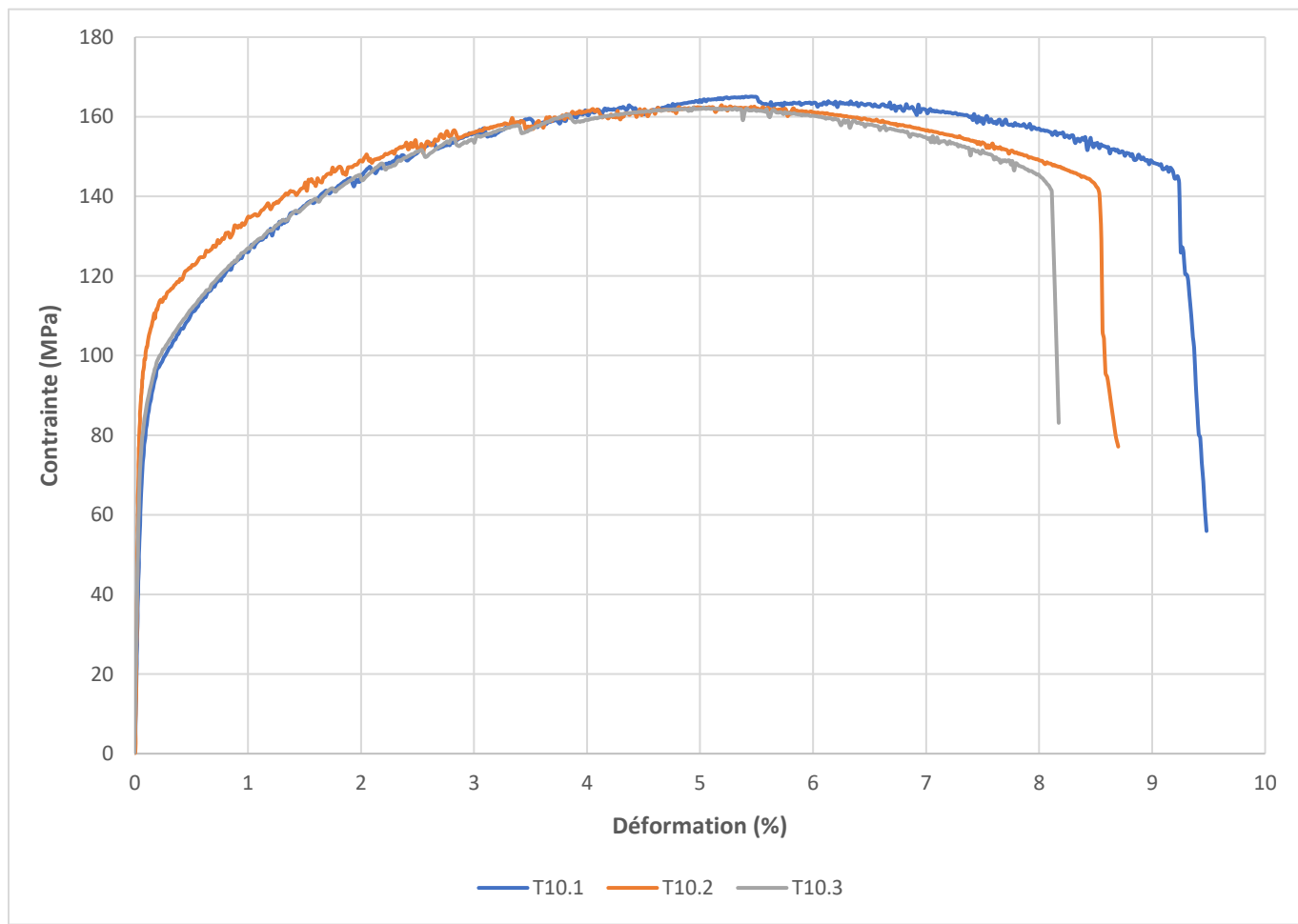


Figure A.3 Courbes de déformations obtenues après essais de traction des échantillons de soudure T10 (outil C, 800 tr/min, 700 mm/min)

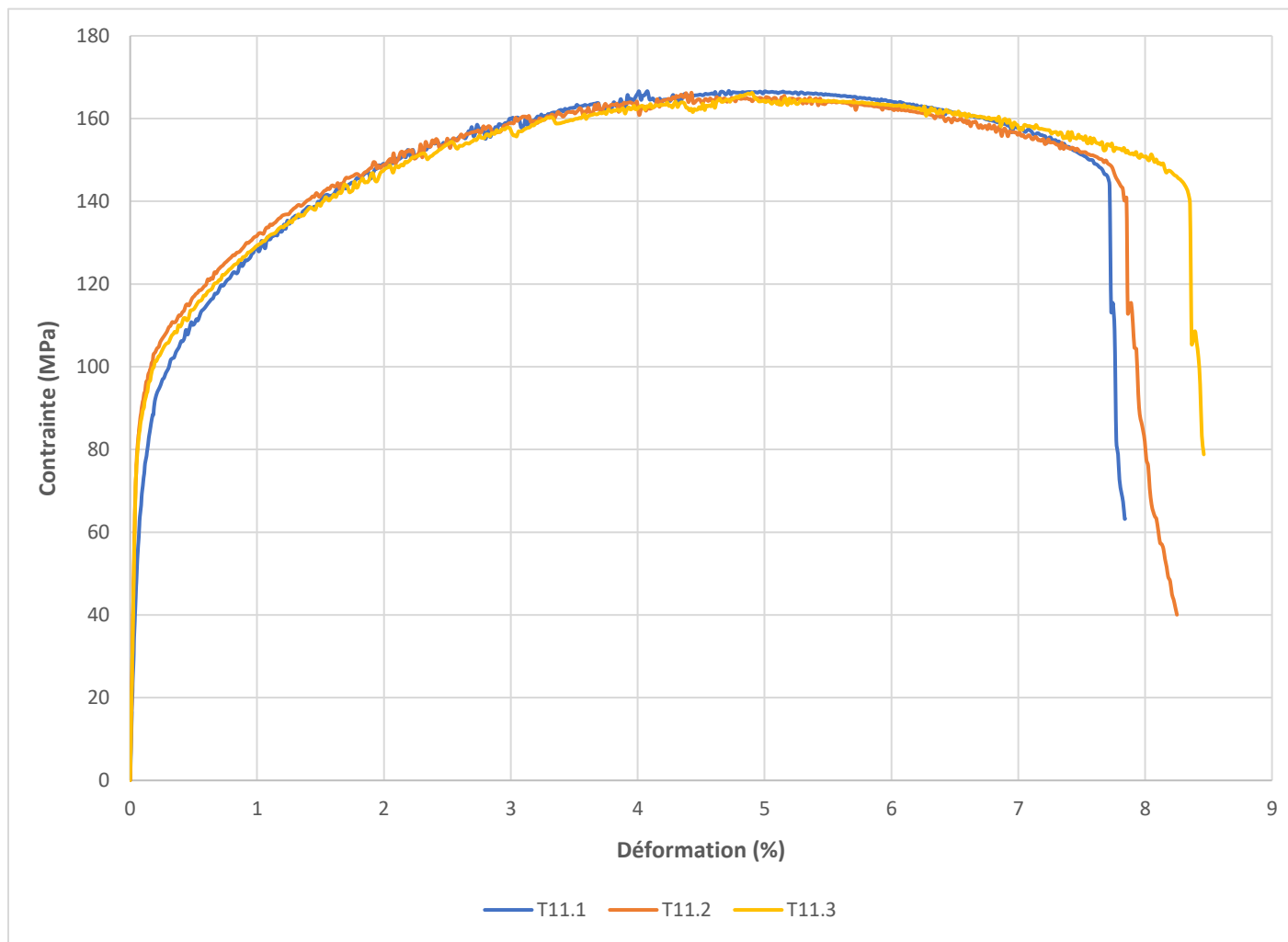


Figure A.4 Courbes de déformations obtenues après essais de traction des échantillons de soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min)

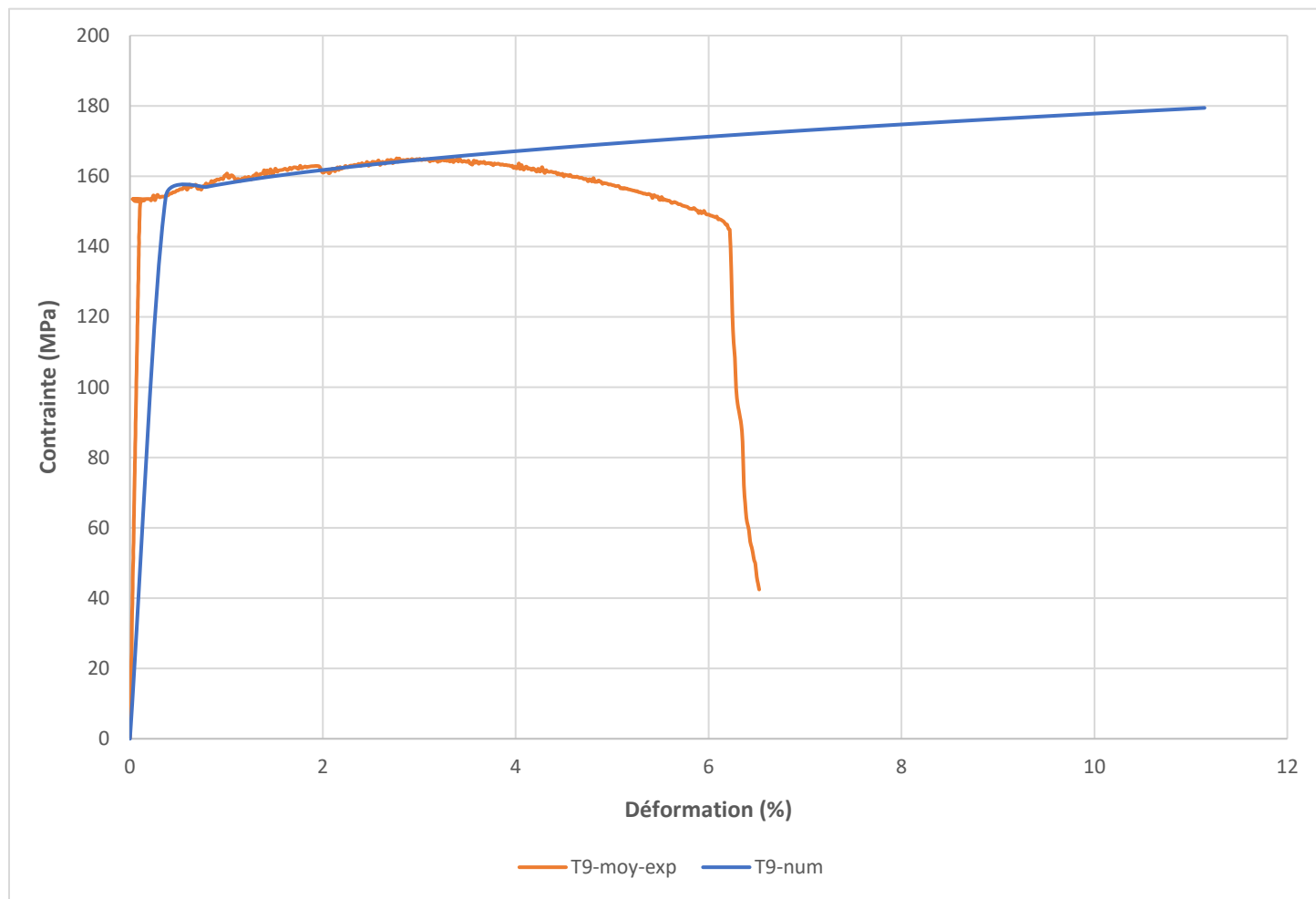


Figure A.5 Comparaison des courbes de traction de la soudure T9 (outil C, 800 tr/min, 600 mm/min) obtenues expérimentalement et par simulation numérique

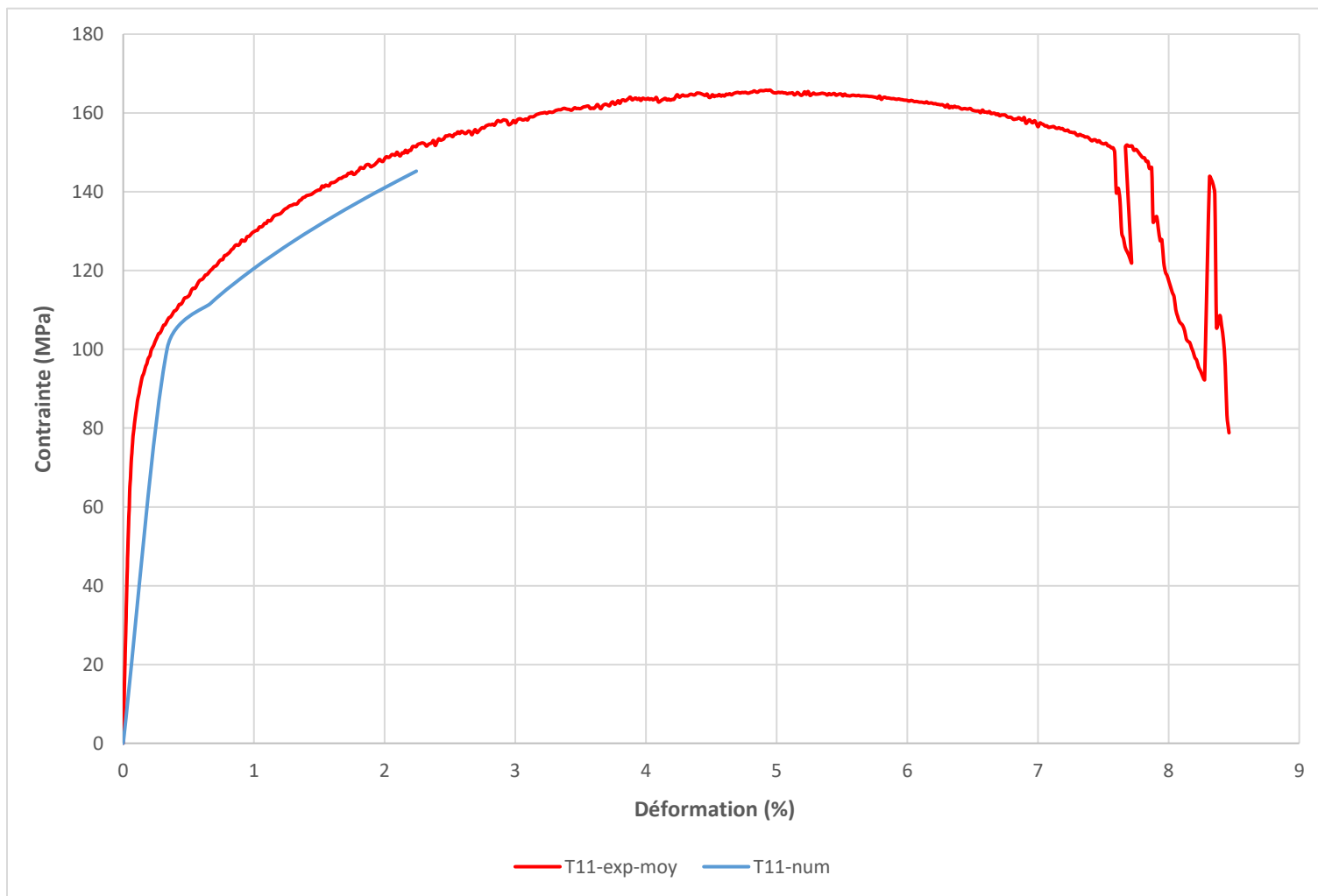


Figure A.6 Comparaison des courbes de traction de la soudure T11 (outil C, 800 tr/min, 900 mm/min) obtenues expérimentalement et par simulation numérique

LISTE DES RÉFÉRENCES

- [1] L. St-Georges et L. I. Kiss, « Présentation du soudage par friction malaxage », dans *Le soudage par friction malaxage: principes et applications*, Les Presses de l'Aluminium, Éd., 2015, 1, p. 1-14.
- [2] R. S. Mishra et Z. Y. Ma, « Friction stir welding and processing », *Materials Science and Engineering R: Reports*, vol. 50, n° 1-2, août 2005.
- [3] P. L. Threadgill, « Terminology in friction stir welding », *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 12, n° 4, p. 357-360, mai 2007.
- [4] P. L. Threadgill, A. J. Leonard, H. R. Shercliff, et P. J. Withers, « Friction stir welding of aluminium alloys », 2009, *Maney Publishing*.
- [5] W. M. Thomas, « Friction Stir Welding and related friction process characteristics », *Joints in Aluminium - INALCO '98*, avr. 1998.
- [6] L. St-Georges et L. I. Kiss, « Équipements et assemblages », dans *Le soudage par friction malaxage: principes et applications*, Les Presses de l'Aluminium, Éd., 2015, 2, p. 15-56.
- [7] « Gimble Gantry (GG) Machines - Bond Technologies ». [En ligne]. Disponible à: <https://bondtechnologies.net/products/friction-stir-welding-machines/five-axis-machine/>
- [8] L. St-Georges et L. I. Kiss, « Mécanismes physiques du procédé de soudage par friction malaxage et modélisation », dans *Le soudage par friction malaxage: principes et applications*, Les Presses de l'Aluminium, Éd., 2015, 3, p. 57-111.
- [9] C. Yang *et al.*, « A comparative research on bobbin tool and conventional friction stir welding of Al-Mg-Si alloy plates », *Mater Charact*, vol. 145, p. 20-28, nov. 2018.
- [10] A. Heidarzadeh *et al.*, « Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution », *Prog Mater Sci*, 2020.
- [11] The Welding Institute, « Bobbin Tool Friction Stir Welding developed ». [En ligne]. Disponible à: <https://www.twi-global.com/media-and-events/insights/bobbin-tool-friction-stir-welding>
- [12] G. Q. Wang, Y. H. Zhao, et Y. Y. Tang, « Research Progress of Bobbin Tool Friction Stir Welding of Aluminum Alloys: A Review », *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, vol. 33, n° 1, p. 13-29, janv. 2020.

- [13] M. S. Rouis, « Comportement mécanique en soudage bout à bout par friction malaxage avec Bobbin Tool des extrusions en aluminium 6061-T6 », Université du Québec à Chicoutimi, 2021.
- [14] K. Fuse et V. Badheka, « Effect of shoulder diameter on bobbin tool friction stir welding of AA 6061-T6 alloy », dans *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2020, p. 810-815.
- [15] N. Seo, H. Hori, H. Yamamoto, et T. Nagao, « Development of Aluminum Floor Slab by Floating-Bobbin Friction Stir Welding ».
- [16] K. Fuse et V. Badheka, « Bobbin tool friction stir welding: a review », dans *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 24, 2019, p. 227-304.
- [17] Q. Wen, W. Li, V. Patel, Y. Gao, et A. Vairis, « Investigation on the Effects of Welding Speed on Bobbin Tool Friction Stir Welding of 2219 Aluminum Alloy », *Metals and Materials International*, vol. 26, n° 12, p. 1830-1840, déc. 2020.
- [18] D. Wu *et al.*, « Effect of an improved pin design on weld formability and mechanical properties of adjustable-gap bobbin-tool friction stir welded Al-Cu aluminum alloy joints », *J Manuf Process*, vol. 58, p. 1182-1188, oct. 2020.
- [19] D. Wu, W. Li, X. Liu, Y. Gao, Q. Wen, et A. Vairis, « Effect of material configuration and welding parameter on weld formability and mechanical properties of bobbin tool friction stir welded Al-Cu and Al-Mg aluminum alloys », *Mater Charact*, vol. 182, déc. 2021.
- [20] M. Ghosh, A. Miroux, et L. A. I. Kestens, « Experimental study and modelling of the role of solutes, precipitates and temperature on the work-hardening of AA6xxx aluminium alloys », *Materials Science and Engineering A*, vol. 805, févr. 2021.
- [21] W. F. Xu, Y. X. Luo, et M. W. Fu, « Microstructure evolution in the conventional single side and bobbin tool friction stir welding of thick rolled 7085-T7452 aluminum alloy », *Mater Charact*, vol. 138, p. 48-55, avr. 2018.
- [22] R. Marassi et F. Nobili, « MEASUREMENT METHODS | Structural and Chemical Properties: Scanning Electron Microscopy », dans *Encyclopedia of Electrochemical Power Sources*, J. Garche, Éd., 2009, p. 758-768. [En ligne]. Disponible à : <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B978044452745500071X>
- [23] B. M. Jablon, « Qu'est-ce que l'EBS - Différents types d'expériences EBS ». Consulté le: 12 décembre 2024. [En ligne]. Disponible à : <https://nano.oxinst.com/library/fr/blog/quest-ce-que-lebsd-%E2%80%93-différents-types-dexpériences-ebsd>
- [24] P. H. Shah et V. J. Badheka, « Friction stir welding of aluminium alloys: An overview of experimental findings – process, variables, development and applications », 1 juin 2019, *SAGE Publications Ltd*.

- [25] X. Sauvage, A. Dédé, A. C. Muñoz, et B. Huneau, « Precipitate stability and recrystallisation in the weld nuggets of friction stir welded Al-Mg-Si and Al-Mg-Sc alloys », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 491, n° 1-2, p. 364-371, sept. 2008.
- [26] « Analyse calorimétrique par DSC : en quoi cela consiste et pour quels professionnels ? ». [En ligne]. Disponible à : <https://www.bargemon.fr/analyse-calorimetrique-par-dsc-en-quoi-cela-consiste-et-pour-quels-professionnels/>
- [27] J. M. Costa-Fernandez, G. Redondo-Fernandez, M. T. Fernandez-Arguelles, et A. B. Soldado, « Analytical tools for the characterization and quantification of metal nanoclusters », dans *Luminescent Metal Nanoclusters: Synthesis, Characterization, and Applications*, T. Sabu, J. Kuruvilla, S. Appukuttan, et M. S. Mathew, Éd., 2022, 3, p. 57-88. [En ligne]. Disponible à : <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780323886574000107>
- [28] C. Genevois, A. Deschamps, A. Denquin, et B. Doisneau-Cottignies, « Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds », *Acta Mater*, vol. 53, n° 8, p. 2447-2458, mai 2005.
- [29] S. N. Khangholi, M. Javidani, A. Maltais, et X. G. Chen, « Effects of natural aging and pre-aging on the strength and electrical conductivity in Al-Mg-Si AA6201 conductor alloys », *Materials Science and Engineering A*, vol. 820, juill. 2021.
- [30] C. Jonckheere, B. De Meester, A. Denquin, et A. Simar, « Torque, temperature and hardening precipitation evolution in dissimilar friction stir welds between 6061-T6 and 2014-T6 aluminum alloys », *J Mater Process Technol*, vol. 213, n° 6, p. 826-837, 2013.
- [31] L. Zhang, H. Zhong, S. Li, H. Zhao, J. Chen, et L. Qi, « Microstructure, mechanical properties and fatigue crack growth behavior of friction stir welded joint of 6061-T6 aluminum alloy », *Int J Fatigue*, vol. 135, juin 2020.
- [32] « Microscope électronique en transmission : qu'est-ce que c'est ? » [En ligne]. Disponible à : <https://www.futura-sciences.com/sante/definitions/biologie-microscope-electronique-transmission-7781/>
- [33] A. Barhoum et M. L. Garcia-Betancourt, « Physicochemical characterization of nanomaterials: size, morphology, optical, magnetic, and electrical properties », dans *Emerging Applications of Nanoparticles and Architecture Nanostructures: Current Prospects and Future Trends*, A. Barhoum et A. S. Hamdy Makhoulouf, Éd., 2018, 10, p. 279-304. [En ligne]. Disponible à : <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/B9780323512541000105>
- [34] F. F. Wang, W. Y. Li, J. Shen, Q. Wen, et J. F. dos Santos, « Improving weld formability by a novel dual-rotation bobbin tool friction stir welding », *J Mater Sci Technol*, vol. 34, n° 1, p. 135-139, janv. 2018.

- [35] K. H. Huebner, D. L. Dewhurst, D. E. Smith, et T. G. Byrom, « Meet the Finite Element Method », dans *The Finite Element Method for Engineers*, 4^e éd., Wiley, Éd., 2001, 1, p. 3-16.
- [36] S. Li, J. Sui, F. Ding, S. Wu, W. Chen, et C. Wang, « Optimization of Milling Aluminum Alloy 6061-T6 using Modified Johnson-Cook Model », *Simul Model Pract Theory*, vol. 111, sept. 2021.
- [37] P. Asadi, M. H. Mirzaei, et M. Akbari, « Modeling of pin shape effects in bobbin tool FSW », *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, vol. 5, n° 2, p. 162-177, juin 2022.
- [38] K. N. Salloomi, « Fully coupled thermomechanical simulation of friction stir welding of aluminum 6061-T6 alloy T-joint », *J Manuf Process*, vol. 45, p. 746-754, sept. 2019.
- [39] S. Tutunchilar, M. Haghpanahi, M. K. Besharati Givi, P. Asadi, et P. Bahemmat, « Simulation of material flow in friction stir processing of a cast Al-Si alloy », *Mater Des*, vol. 40, p. 415-426, sept. 2012.
- [40] P. Asadi, R. A. Mahdavinjad, et S. Tutunchilar, « Simulation and experimental investigation of FSP of AZ91 magnesium alloy », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, n° 21, p. 6469-6477, 2011.
- [41] S. Chen, H. Li, S. Lu, R. Ni, et J. Dong, « Temperature measurement and control of bobbin tool friction stir welding », *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 86, n° 1-4, p. 337-346, sept. 2016.
- [42] Y. Han *et al.*, « Effect of Mg/Si ratio on the microstructure and hardness–conductivity relationship of ultrafine-grained Al–Mg–Si alloys », *J Mater Sci*, vol. 52, n° 8, p. 4445-4459, avr. 2017.
- [43] X. Sauvage, E. V. Bobruk, M. Y. Murashkin, Y. Nasedkina, N. A. Enikeev, et R. Z. Valiev, « Optimization of electrical conductivity and strength combination by structure design at the nanoscale in Al-Mg-Si alloys », *Acta Mater*, vol. 98, p. 355-366, août 2015.
- [44] O. Engler, C. D. Marioara, Y. Aruga, M. Kozuka, et O. R. Myhr, « Effect of natural ageing or pre-ageing on the evolution of precipitate structure and strength during age hardening of Al–Mg–Si alloy AA 6016 », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 759, p. 520-529, juin 2019.
- [45] A. Simar, Y. Bréchet, B. De Meester, A. Denquin, C. Gallais, et T. Pardoen, « Integrated modeling of friction stir welding of 6xxx series Al alloys: Process, microstructure and properties », *Prog Mater Sci*, vol. 57, n° 1, p. 95-183, 2012.

- [46] A. Kalinenko *et al.*, « Microstructure-strength relationship in friction-stir welded 6061-T6 aluminum alloy », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 793, p. 139858, août 2020.
- [47] W. Woo, H. Choo, D. W. Brown, et Z. Feng, « Influence of the tool pin and shoulder on microstructure and natural aging kinetics in a friction-stir-processed 6061-T6 aluminum alloy », *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci*, vol. 38, n° 1, p. 69-76, janv. 2007.
- [48] A. H. Ataiwi, J. J. Dawood, et M. A. Madhloom, « Effect of precipitation hardening treatments on tensile properties, impact toughness, and microstructural changes of aluminum alloy AA6061 », *Mater Today Proc*, juin 2021.
- [49] J. G. Kaufman, « Aluminum Alloy and Temper Designation Systems of the Aluminum Association », dans *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*, ASM International, 2000, p. 9-22.
- [50] « H13 Tool Steel | 1.2344 | X40CrMoV5-1 | SKD61 Hot Work Steel ». [En ligne]. Disponible à : <https://www.astmsteel.com/product/h13-tool-steel-x40crmov5-1-skd61-hot-work-steel/>
- [51] « AISI Type H13 Hot Work Tool Steel ». [En ligne]. Disponible à : https://www.matweb.com/search/datasheet_print.aspx?matguid=e30d1d1038164808a85cf7ba6aa87ef7
- [52] I. Galvão, R. M. Leal, D. M. Rodrigues, et A. Loureiro, « Influence of tool shoulder geometry on properties of friction stir welds in thin copper sheets », *J Mater Process Technol*, vol. 213, n° 2, p. 129-135, 2013.
- [53] M. K. Sued, D. Pons, J. Lavroff, et E. H. Wong, « Design features for bobbin friction stir welding tools: Development of a conceptual model linking the underlying physics to the production process », *Mater Des*, vol. 54, p. 632-643, 2014.
- [54] Omega, « Type K Thermocouple reference tables ».
- [55] Omega, « X Series - 4, 8, 12 and 16-Channel Thermocouple Data Logger ».
- [56] American Welding Society, « Specification for Friction Stir Welding of Aluminum Alloys for Aerospace Applications », 2010.
- [57] ASTM International, « Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens », 1 juin 2024, *ASTM International*.
- [58] « Labosystem - Struers ». [En ligne]. Disponible à : <https://www.struers.com/fr-FR/Products/Grinding-and-Polishing/Grinding-and-polishing-equipment/LaboSystem#>

- [59] ASTM International, « Standard Practice for Microetching Metals and Alloys », 1 juin 2015, *ASTM International, West Conshohocken, PA*.
- [60] « Leica DM3000 & DM3000 LED ». [En ligne]. Disponible à: <https://www.leica-microsystems.com/fr/produits/microscopie-optique/p/leica-dm3000/>
- [61] « La solution d'analyse d'images la plus avancée - Clemex ». [En ligne]. Disponible à: <https://www.clemex.com/fr-ca/image-analysis-solutions/image-analysis/>
- [62] ASTM International, « Standard Test Methods for Determining Average Grain Size », 1 septembre 2023, *ASTM International, West Conshohocken, PA*.
- [63] « Presse d'enrobage Citopress - Struers ». [En ligne]. Disponible à: <https://www.struers.com/fr-FR/Products/Mounting/Mounting-equipment/CitoPress#>
- [64] « Scanning Electron Microscope (SEM) - JEOL ». [En ligne]. Disponible à: <https://www.jeol.com/products/scientific/sem/>
- [65] ASTM International, « Practice for Determining Average Grain Size Using Electron Backscatter Diffraction (EBSD) in Fully Recrystallized Polycrystalline Materials », 1 novembre 2019, *ASTM International*.
- [66] « Electron Backscatter Diffraction - Oxford Instruments - Nanoanalysis ». [En ligne]. Disponible à: <https://nano.oxinst.com/products/ebstd/>
- [67] « Loi de Bragg - Définition ». [En ligne]. Disponible à: <https://www.techno-science.net/glossaire-definition/Loi-de-Bragg.html>
- [68] Y. Zheng, B. Luo, Z. Bai, et C. He, « Evolution of the Initial Precipitation and Strengthening Mechanism of Al-Mg-Si alloys », *JOM*, vol. 71, n° 12, p. 4737-4745, déc. 2019.
- [69] « Model 220 Low Temp Container - Fischione Instruments ». [En ligne]. Disponible à: <https://www.fischione.com/products/m220>
- [70] « Transmission Electron Microscope (TEM) - JEOL ». [En ligne]. Disponible à: <https://www.jeol.com/products/scientific/tem/>
- [71] X. G. Jiang, J. Taftø, B. Noble, B. Holme, et G. Waterloo, « Differential scanning calorimetry and electron diffraction investigation on low-temperature aging in Al-Zn-Mg alloys », *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 31, p. 339-348, févr. 2000.
- [72] « Système STARE DSC3 - METTLER TOLEDO ». [En ligne]. Disponible à: https://www.mt.com/fr/fr/home/products/Laboratory_Analytics_Browse/TA_Family_Browse/ta-instruments/thermal-analysis-system-DSC-3.html

- [73] ASTM International, « Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials », 1 juillet 2023, *ASTM International*.
- [74] « Micro Vickers and Knoop Hardness Tester - Nextgen Material Testing ». [En ligne]. Disponible à: <https://www.nextgentest.com/metal-testing-equipment/metal-hardness-testing-equipment/vickers-knoop-hardness-testers/micro-vickers-knoop-hardness-tester#ccd>
- [75] B. Pan et K. Li, « A fast digital image correlation method for deformation measurement », *Opt Lasers Eng*, vol. 49, n° 7, p. 841-847, juill. 2011.
- [76] A. Belley, « Tensile strength test of friction stir welded butt joint of 6061-T6 aluminium », Université du Québec à Chicoutimi, 2014.
- [77] ASTM International, « Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials », 1 mai 2022, *ASTM International*.
- [78] Instron, « 8801 SERVOHYDRAULIC FATIGUE TESTING SYSTEM Up to 100 kN », 2024. [En ligne]. Disponible à: www.instron.com
- [79] O. Trad, « Développement d'un modèle prédictif des propriétés mécaniques et de l'usure de l'outil de soudage par friction malaxage à double-épaulement (BT-FSW) », *Encyclopédie de la recherche sur l'aluminium au Québec - Journée étudiante du REGAL*. p. 43, octobre 2024.
- [80] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, et M. J. Couper, « The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys », *Acta Mater*, vol. 46, n° 11, p. 3893-3904, juill. 1998.
- [81] S. Zhu, H. C. Shih, X. Cui, C. Y. Yu, et S. P. Ringer, « Design of solute clustering during thermomechanical processing of AA6016 Al-Mg-Si alloy », *Acta Mater*, vol. 203, janv. 2021.
- [82] T. Saito *et al.*, « Atomic Structures of Precipitates in Al-Mg-Si Alloys with Small Additions of Other Elements », 1 juillet 2018, *Wiley-VCH Verlag*.
- [83] S. J. Andersen, C. D. Marioara, R. Vissers, A. Frøseth, et H. W. Zandbergen, « The structural relation between precipitates in Al-Mg-Si alloys, the Al-matrix and diamond silicon, with emphasis on the trigonal phase U1-MgAl₂Si₂ », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 444, n° 1-2, p. 157-169, janv. 2007.
- [84] M. Yang *et al.*, « Quantified contribution of β'' and β' precipitates to the strengthening of an aged Al-Mg-Si alloy », *Materials Science and Engineering: A*, vol. 774, févr. 2020.
- [85] B. Heinz et B. Skrotzki, « Characterization of a Friction-Stir-Welded Aluminum Alloy 6013 », *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 33, p. 489-498, 2002, [En ligne]. Disponible à: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11663-002-0059-5>

- [86] D. Jacquin et G. Guillemot, « A review of microstructural changes occurring during FSW in aluminium alloys and their modelling », 1 février 2021, *Elsevier Ltd*.
- [87] I. Dutta et S. M. Allen, « A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061 », *J Mater Sci Lett*, vol. 10, p. 323-326, 1991.
- [88] N. Matos, M. Gomes, et V. Infante, « Numerical modelling of soft body impacts: A review », 1995, *Elsevier Ltd*.
- [89] D. J. Benson, « Computational methods in Lagrangian and Eulerian hydrocodes », 1992.
- [90] F. Al-Badour, N. Merah, A. Shuaib, et A. Bazoune, « Coupled Eulerian Lagrangian finite element modeling of friction stir welding processes », *J Mater Process Technol*, vol. 213, n° 8, p. 1433-1439, 2013.
- [91] « Abaqus/Explicit Element Index ». [En ligne]. Disponible à : <http://130.149.89.49:2080/v2016/books/usb/default.htm?startat=pt10eli02.html>
- [92] B. Meyghani, M. Awang, S. Emamian, et N. M. Khalid, « Developing a Finite Element Model for Thermal Analysis of Friction Stir Welding by Calculating Temperature Dependent Friction Coefficient », *2nd International Conference on Mechanical, Manufacturing and Process Plant Engineering*, p. 107-126, 2017, [En ligne]. Disponible à : https://link.springer.com/book/10.1007/978-981-10-4232-4?utm_source=getftr&utm_medium=getftr&utm_campaign=getftr_pilot&getftr_integrator=sciencedirect_contenthosting
- [93] V. L. Popov, « Coulomb's Law of Friction », dans *Contact Mechanics and Friction*, Springer, Éd., 2017, 10, p. 151-172.
- [94] « Modélisation Thermomécanique du Problème ». [En ligne]. Disponible à : <https://www.institut-numerique.org/chapitre-iii-modelisation-thermomecanique-du-probleme-51835722d8dc0>
- [95] D. Veljić *et al.*, « Numerical simulations of the plunge stage in Friction Stir Welding », *Journal for Technology of Plasticity*, p. 131-134, 2011.
- [96] P. Åkerström, « Modelling and Simulation of Hot Stamping », Luleå University of Technology, 2006.
- [97] M. Turkan et Ö. Karakas, « Two different finite element models investigation of the plunge stage in joining AZ31B magnesium alloy with friction stir welding », *SN Appl Sci*, vol. 3, n° 2, févr. 2021.
- [98] M. Yu, W. Y. Li, J. L. Li, et Y. J. Chao, « Modelling of entire friction stir welding process by explicit finite element method », dans *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, Maney Publishing, 2012, p. 812-817.